

KfK 3660
April 1984

**Zum Zusammenhang zwischen
den Materialkenngrößen
und dem Anwendungsverhalten
verschleißfester Werkstoffe**

H. Preikschat
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 3660

ZUM ZUSAMMENHANG ZWISCHEN DEN MATERIALKENNGROESSEN
UND DEM ANWENDUNGSVERHALTEN VERSCHLEISSFESTER WERKSTOFFE (*)

Horst Preikschat

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

(*) von der Fakultät Maschinenbau
der Universität Karlsruhe (TH)
genehmigte Dissertation

**Als Manuskript vervielfältigt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor**

**Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
ISSN 0303-4003**

Abstract

Preikschat, Horst

ZUM ZUSAMMENHANG ZWISCHEN DEN MATERIALKENNGROESSEN UND DEM ANWENDUNGSVERHALTEN VEERSCHLEISSFESTER WERKSTOFFE

Marktübliche verschleißfeste Werkstoffe und Versuchslegierungen auf der Basis der Elemente Ti, Mo, Nb, V, Ni, Fe wurden hinsichtlich ihrer Labor- und Anwendungseigenschaften charakterisiert.

Die WC-Fe,Co,Ni- und (Ti,Mo) C_{1-x}-Hartmetalle sind kommerziellen Legierungen in Härte und Zähigkeit ebenbürtig. Unter abrasiven Bedingungen besitzen WC-Basislegierungen mit kleiner Carbidkorngröße oder martensitischer Bindephase den höchsten Verschleißwiderstand. Titanbasishartmetalle schneiden wegen ihrer niederen Phasengrenzflächenfestigkeit weniger gut ab.

Die Zerspanleistung von Hartmetallen hängt eng mit der Warmfestigkeit, Oberflächen-Rißzähigkeit und ihrem Gefüge zusammen. Die (Ti,Mo)C_{1-x}- und (Ti,V,Nb)C-Hartmetalle sind den WC-Legierungen bei der Stahlzerspannung überlegen. Bei der Graugußbearbeitung sind die untersuchten rohstoffgünstigen Schneidstoffe üblichen WC-Hartmetallen unterlegen. Dies ist auf ihren niederen Abrasionswiderstand zurückzuführen.

Eine zielgerechte Auswahl, Einsatz und Neuentwicklung von verschleißfesten Werkstoffen ist unter Berücksichtigung ihrer Werkstoffkenngroßen und den Verschleißmechanismen möglich.

Abstract

Horst Preikschat

RELATIONS BETWEEN MATERIAL PROPERTIES AND PERFORMANCE OF WEAR RESISTANT MATERIALS

Commercial available, wear resistant materials and alloys based on the elements Ti, Mo, Nb, V, Ni, Fe were characterized by their laboratory properties and performance under workshop conditions.

WC-Fe,Co,Ni- and $(\text{Ti,Mo})\text{C}_{1-x}$ -hardmetals are equal to commercial alloys in regards of hardness and toughness. Under abrasive conditions WC-base alloys with a small carbide grain size exhibit the highest wear resistance. Titanium base hardmetals are inferior due to their lower phase boundary strength.

The performance of hardmetals in metal cutting is strongly related to hot-hardness, Palmqvist-toughness and their microstructure. $(\text{Ti,Mo})\text{C}_{1-x}$ - and $(\text{Ti,V,Nb})\text{C}$ -hardmetals are superior to WC-base alloys in cutting low alloy steels whereas the studied cutting tools based on favourable raw materials are inferior in cutting cast iron. This refers to their lower abrasion resistance.

A proper selection, application and development of wear resistant materials is possible considering their properties and wear mechanisms.

I N H A L T S V E R Z E I C H N I S	Seite
Einleitung und Zielsetzung	1
1. Charakterisierung verschleißfester Werkstoffe	3
1.1. Definition verschleißfester Werkstoffe	3
1.2. Anwendungsgebiete und Eigenschaften	6
1.3. Verschleißmechanismen	12
1.4. Oekonomische Bedeutung	23
2. Versuchsdurchführung	29
2.1. Untersuchungsmethoden	29
2.1.1. Chemische Zusammensetzung	29
2.1.2. Röntgenographische Phasenanalyse	30
2.1.3. Gefügecharakterisierung	30
2.1.3.1. Lichtoptische Untersuchungen	30
2.1.3.2. Elektronenmikroskopische Untersuchungen	31
2.1.4. Eigenschaftsbestimmungen	32
2.1.4.1. Dichte	32
2.1.4.2. Mechanische Eigenschaften	33
2.1.4.2.1. Elastizitätsmodul	33
2.1.4.2.2. Raumtemperaturhärte	33
2.1.4.2.3. Warmhärte	33
2.1.4.2.4. Eindringkriechen	34
2.1.4.2.5. Charakterisierung der Zähigkeit	34
2.1.4.2.5.1. Biegebruchfestigkeit	34
2.1.4.2.5.2. Reißfähigkeit (3-Punkt-Biegung)	35
2.1.4.2.5.3. Reißfähigkeit nach dem Palmqvist-Verfahren	35
2.1.4.2.6. Druckfestigkeit	36
2.1.4.2.7. Magnetische Eigenschaften	37
2.1.4.2.7.1. Koerzitivkraft	37
2.1.4.2.7.2. Magnetische Sättigung	38
2.1.4.3. Oxidationsverhalten	38

II

2.1.4.4. Abrasiver Verschleiß	38
2.1.4.5. Zerspanungsuntersuchungen	39
2.1.4.5.1. Versuchseinrichtung	40
2.1.4.5.2. Meßgeräte für Schnittkraft und Verschleißkenngößen	40
2.2. Versuchswerkstoffe	41
2.2.1. Herstellung eigener Proben	41
2.2.2. Handelsübliche Proben	42
2.2.3. Werkstücke für Zerspanungsversuche	44
2.2.4. Schneidstoffgeometrie und Schnittbedingungen	47
3. Ergebnisse	49
3.1. Chemische Zusammensetzung	49
3.2. Phasenzusammensetzung	54
3.3. Gefügecharakterisierung	59
3.3.1. Schliffflächen	59
3.3.2. Bruchflächen	69
3.3.3. Mikrobereichsanalytische Untersuchungen	76
3.4. Eigenschaftsbestimmung	79
3.4.1. Mechanische und physikalische Eigenschaften	79
3.4.1.1. Raumtemperaturhärte, E-Modul, Dichte	79
3.4.1.2. Warmhärte	83
3.4.1.3. Eindringkriechversuche	94
3.4.1.4. Charakterisierung der Zähigkeit	98
3.4.1.4.1. Biegebruchfestigkeit	98
3.4.1.4.2. Rißzähigkeit an gekerbten Biegeproben	102
3.4.1.4.3. Palmquist-Methode	102
3.4.1.5. Druckfestigkeit	116
3.4.2. Magnetische Eigenschaften	118
3.4.3. Oxidationsverhalten	121

3.5. Verschleißfestigkeit	125
3.5.1. Abrasion	125
3.5.2. Zerspanung	132
3.5.2.1. Vergütungsstähle	132
3.5.2.2. Grauguß	143
3.5.2.3. Unterbrochene Schnitte	150
4. Diskussion	164
4.1. Festigkeitsverhalten	164
4.1.1. Raumtemperaturhärte	164
4.1.2. Warmhärte	167
4.1.3. Eindringkriechen	173
4.2. Zähigkeitsverhalten	174
4.2.1. Biegebruchfestigkeit	175
4.2.2. Reißfähigkeit	177
4.2.3. Zusammenhang zwischen der Palmqvist-Zähigkeit und der konventionell ermittelten Reißfähigkeit	186
4.3. Zusammenhang zwischen Materialkenngrößen und dem Verschleißverhalten	190
4.3.1. Abrasionsverschleiß-Eigenschaften	190
4.3.2. Zusammenhang Zerspanung-Eigenschaften	195
4.3.2.1. Vergütungsstähle	196
4.3.2.2. Grauguß	209
4.3.2.3. Unterbrochene Schnitte	212
Zusammenfassung	216
Literatur	219

Bezeichnung der verwendeten Symbole

Bezeichnung	Bedeutung	Dimension
a	Anrißlänge	(mm)
a _e	Eingriffsbreite	(mm)
a _p	Spantiefe	(mm)
A	Querschnitt	
b	Probenbreite	(mm)
d _{Carbid}	Carbidkorngröße	(μ m)
D	Probendicke	(mm)
D _{HV}	Eindruckdurchmesser	(μ m)
D _S	Durchmesser des Schleifrades	(mm)
f	Vorschub	(mm)
fcc	kubisch flächenzentriert	
f _z	Vorschub/Zahn	(mm)
F	Normalkraft	
F _c	Vorschubkraft	(N)
F _p	Passivkraft	(N)
ΔG	Gewichtsänderung	(g)
hcp	hexagonal dichtgepackt	
H	Probenhöhe	(mm)
HV	Vickershärte	(daN/mm ²)
K _c	Spannungsintensitätsfaktor	(MN/m ^{3/2})
KT	Kolktiefe	(μ m)
l _i	Länge des Risses i	(μ m)
L	Auflagelänge	(mm)
MK	Mischkristall	
p	Bruchlast	(N)
Q	Aktivierungsenergie	
R	Gaskonstante	
s	Gleitweg	
SKR	Schneidkantenradius	
t	Zeit	(s)
V	Verschleiß	
VB	mittlere Verschleißmarkenbreite	(mm)
v _c	Schnittgeschwindigkeit	(m/min)

W	Rißwiderstand	(N/min)
W_a	abrasive Verschleißrate	(cm^3/m)
Y	Korrekturfunktion	
α	Freiwinkel	($^\circ$)
γ	Spanwinkel	($^\circ$)
γ_x	Spanwinkel	($^\circ$)
γ_y	Spanwinkel	($^\circ$)
λ	Neigungswinkel	($^\circ$)
κ	Eingriffswinkel	($^\circ$)
κ_N	Eingriffswinkel der Nebenscheide	($^\circ$)
ϕ	Spitzenwinkel der Vickers- prüfspitze	($^\circ$)
ε	Eckenwinkel	($^\circ$)
ρ	Dichte	(g/cm^3)
σ	Festigkeit	
σ_B	Biegebruchfestigkeit	(N/mm^2)
σ_o	intrinsische Festigkeit	(N/mm^2)
$1/W_a$	Abrasionswiderstand	(km/cm^3)

Einleitung und Zielsetzung

Verschleißfeste Werkstoffe lassen sich nach ihrem Metallgehalt einteilen in Stähle, Hartlegierungen, Hartmetalle und metallfreie Werkstoffe. Ihr Verschleißverhalten kann in weiten Grenzen durch die chemische Zusammensetzung und den Gefügebau beeinflusst werden.

Sie werden in zahlreichen wirtschaftlichen Bereichen (Bergbau, Rohstoffexploration, metall- und holzverarbeitende Industrie, Textilbereiche u.a.) als hochbelastete Teile eingesetzt. Für die Erwirtschaftung des Bruttosozialprodukts nehmen diese Werkstoffe eine Schlüsselstellung ein, die mit der der Superlegierungen für die Energieerzeugung verglichen werden kann. Die zahlreichen, bereits marktüblichen Materialien wurden in den letzten Jahren um Werkstoffe erweitert, bei denen man die Kenntnisse über den Zusammenhang zwischen ihrem Aufbau (Gefüge), der chemischen Zusammensetzung und den mechanischen Eigenschaften auszunutzen sucht. <1-3>. Neue Hochdruck- und Beschichtungstechniken eröffnen zusätzlich Möglichkeiten, Werkstoffe herzustellen <4-6>.

Den Anwendern gelingt es oftmals nur durch umfangreiche Versuchsreihen, optimale Werkstoffe auszuwählen. Das Anforderungsprofil, das von Seiten der Anwender aufgestellt wird, umfaßt beispielsweise Forderungen nach

- einen hohem Verschleißwiderstand
- gleichmäßiger Produktqualität
- einfacher Verwendbarkeit.

Dem steht die Charakterisierung der Werkstoffe seitens der Hersteller gegenüber. Sie ist an den Werkstoffkenngrößen orientiert und umfaßt z.B. die Angaben über die

- Festigkeit
- Zähigkeit
- chemische Beständigkeit.

Es besteht bislang nur in wenigen Fällen Klarheit, welche Materialeigenschaften für ein bestimmtes Einsatzverhalten optimal sind. Umgekehrt ist eine zielgerichtete Entwicklung neuer Werkstoffe nur möglich, wenn die Abhängigkeiten zumindest qualitativ bekannt sind.

Ziel dieser Arbeit ist:

- (1) die Charakterisierung von Versuchslegierungen, bei denen teure Rohstoffe (Wolfram, Cobalt) durch günstigere ersetzt werden. Der Schwerpunkt soll auf die für die Ermittlung relevanten physikalischen, mechanischen und chemischen Eigenschaften gelegt werden. Ihr Verschleißverhalten soll anhand von Modellverschleißsystemen (abrasiver Verschleiß, Dreh- und Fräsversuche) ermittelt werden.
- (2) die Charakterisierung handelsüblicher, teilweise neuartiger Werkstoffe und der Vergleich mit den Eigenschaften der Versuchslegierungen.
- (3) die Untersuchung des Zusammenhangs zwischen den unter Laborbedingungen ermittelten Werkstoffkenngrößen und ihrem Verschleißverhalten.

Für die Herstellung der Versuchslegierungen wurden die Systeme WC-Fe-Co-Ni, TiC-MoC_{1-x}-Ni und TiC-VC-NbC-Ni-Mo ausgewählt. Die Auswahl erfolgte im Hinblick auf die für die westliche Welt ungünstige Verteilung der Lagerstätten von Wolfram und Cobalt <2> sowie die Preisentwicklung <1> für diese Rohstoffe. Die Notwendigkeit, rechtzeitig Ersatzwerkstoffe zur Verfügung zu haben, wird durch die Tatsache unterstrichen, daß ca. 98% aller Hartmetalle Wolframcarbide enthalten und mehr als 50% reine WC-Co-Legierungen sind <3>.

1. Charakterisierung verschleißfester Werkstoffe

1.1. Definition verschleißfester Werkstoffe

Überall, wo Maschinen und Anlagen betrieben werden, ist mit einer Wertminderung durch Verschleiß zu rechnen. Verschleiß verändert Form, Oberfläche und Gebrauchseigenschaften der Anlagenteile und kann bis zur völligen Unbrauchbarkeit oder Zerstörung einzelner Komponenten gehen. Die DIN 50320 definiert Verschleiß als: "fortschreitenden Materialverlust aus der Oberfläche eines Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d.h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers" <8>.

Ökonomisch hat Verschleiß eine erhebliche Bedeutung. Schätzungsweise betragen die durch Abtrag in der BRD hervorgerufenen Verluste und Folgekosten für 1974 bzw. 1975 zwischen 10-15 Mrd. DM <9-10> ein Wert, der etwa in der Größenordnung von 1% des gesamten Bruttosozialprodukts liegt. Durch konsequente Anwendung der Kenntnisse der Verschleißforschung ist eine 50%ige Einsparung denkbar.

Die Problemstellung für den Konstrukteur lautet somit, unter der Vielzahl vorhandener Werkstoffe den für den jeweiligen Zweck am geeignetsten, verschleißfesten Werkstoff auszuwählen. Umgekehrt erwächst aus der fortschreitenden Rationalisierung und den Forderungen nach Qualitätssteigerungen (Toleranzen, Lebensdauer, Wartungsintervalle u.a.) die zwingende Notwendigkeit, neue, hochbeanspruchbare Materialien zu entwickeln. Beiden Zielsetzungen liegt die Frage nach den Materialkenngrößen zugrunde, die als Maß für die Verschleißfestigkeit eines Werkstoffs dienen können.

Ein Blick auf typische, in der Praxis häufig anzutreffende Verschleißsysteme, macht die unterschiedlichen Anforderungen deutlich, die an verschleißfeste Materialien gestellt werden. In flüssigkeitsgeschmierten Gleitlagern kommt es besonders in

der An- und Auslaufphase zu Festkörper-Festkörper-Kontakten, die adhäsiven und abrasiven Verschleiß zur Folge haben. Mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit baut sich ein Schmierfilm auf, auf dem sich die Gleitpartner praktisch verschleißfrei bewegen. Als Lagerwerkstoff werden Zink-, Blei- und weiche Aluminiumlegierungen verwendet <11,12>. Bei diesen Werkstoffen liegt die Härte, die allgemein als ein Maß für die Verschleißfestigkeit betrachtet wird, zwischen 10-60 HV. Neben diesen Werkstoffen, die sich für Massivlager eignen, gibt es auch Verbundwerkstoffe <13> (galvanisch abgeschiedene Bronzelegierungen) und Sinterwerkstoffe <14>. Ihre Härte erstreckt sich von ca. 20HV für Bronzelegierungen bis zu 750 HV für Sinterwerkstoffe. Die Wellen bestehen meist aus Gußeisen oder gehärteten Stählen, die zur Erreichung einer besonders verschleißfesten Oberflächenschicht nitriert oder boriert wurden. Ihre Härte liegt zwischen 130-180 HB.

Eine Analyse hinsichtlich des Umfangs von wirkenden Verschleißmechanismen ergab, daß ca. 50% des Gesamtverschleißes auf die Abrasion zurückgeführt werden kann <10>. Für die Steigerung des Verschleißwiderstandes von Teilen, die stark abrasiver Beanspruchung ausgesetzt sind, wurden Legierungen entwickelt, deren wesentliche Elemente in Tab. 1 zusammengestellt sind.

Legierungen aus den genannten Systemen zeichnen sich sowohl durch ihre Härte (bis zu 1500 HV) als auch durch Korrosionsbeständigkeit, gute Gleiteigenschaften und hohen Widerstand gegen furchenden und erosiven Verschleiß aus.

Hartstoffbildner	nichtmetallische Komponente	Bindephase
Cr, W	C	Co
Ta, W	C	Fe
Ni, Cr(W)	B, Si(C)	Ni
Cu, Ni, Fe	Si, (P, C)	Cu
Ni, Cr, Mo, Si	-	Co

Tab. 1: Legierungselemente metallreicher verschleißfester Werkstoffe <18-20>

Zur Gruppe höchstbeanspruchter Materialien, die für die spanlose und spanende Formgebung eingesetzt werden, gehören Werkzeuge, die überwiegend aus hoch bindemetallhaltigen Legierungen auf Fe- oder Co-Basis (Werkzeug-, Schnellarbeitsstähle, Stellite) <21-25>, WC-Co, WC-(Ti, Ta, Nb)C-Co und TiC-Ni, Mo-Legierungen <26-27> bestehen. In geringem Umfang werden auch Werkstoffe auf der Basis von reinen Hartstoffen, wie Al_2O_3 , TiC, BN, B_4C und Diamant, eingesetzt. <28-31>.

Aus den genannten Beispielen zeichnet sich bereits das Anforderungsprofil von verschleißfesten Werkstoffen ab, das jedoch hinsichtlich der Einsatzbedingungen erheblich variieren kann.

Gefordert werden:

- hohe thermische und mechanische Beanspruchbarkeit
- gute Reib-/Gleiteigenschaften
- chemische Beständigkeit.

Zusätzlich sind Bedingungen zu erfüllen, die dem Ziel, einen möglichst hohen Verschleißwiderstand zu erzielen, zum Teil entgegenstehen.

- Darunter fallen
- gute Bearbeitbarkeit (Formgebung, Nachschliffe u.a.)
 - Zuverlässigkeit (Ausfallrisiko!)
 - Service und Wartungsfreundlichkeit.

Entsprechend diesem Anforderungskatalog haben sich eine Vielzahl von Werkstoffen herausgebildet, die sich in

- metallreiche (Stähle, Grauguß, NE-Legierungen)
- metallärmere Legierungen (Stellite, Ferro-Titanite, Hartmetalle)
- metallfreie (Kunststoffe, keramische und nichtkeramische Werkstoffe)

Materialien unterteilen lassen.

Im Rahmen dieser Arbeit sollen aus diesen Gruppen nur solche betrachtet werden, die den hohen Anforderungen der spanenden und spanlosen Formgebung genügen.

1.2. Anwendungsgebiete und Eigenschaften

Die verschleißfesten Werkstoffe besitzen weite Verbreitung. Metallreiche Legierungen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt finden z.B. Anwendung als Matrizen, Bohrer und Stanzwerkzeuge. Werkstoffe mit höherem Gehalt an Carbiden werden vor allem für Auftragsschweißungen eingesetzt. Beschichtete und unbeschichtete Hartmetalle werden in der spanenden und spanlosen Formgebung und als Konstruktionsteile verwendet. Keramische und nichtkeramische Werkstoffe sind heute als Fadenführer, Lagerbauteile, Ziehborne und Düsen unentbehrlich.

Aufgrund dieses Anforderungskataloges wurden eine Vielzahl von Werkstoffen entwickelt, von denen speziell ausgewählte Vertreter mit ihren Eigenschaften in Tab. 2a,b und in den Abb. 1 und 2 zusammengestellt sind.

Verschleißfeste Werkstoffe werden bislang überwiegend durch ihre chemische Zusammensetzung, Härte und Biegebruchfestigkeit charakterisiert. <32,33>.

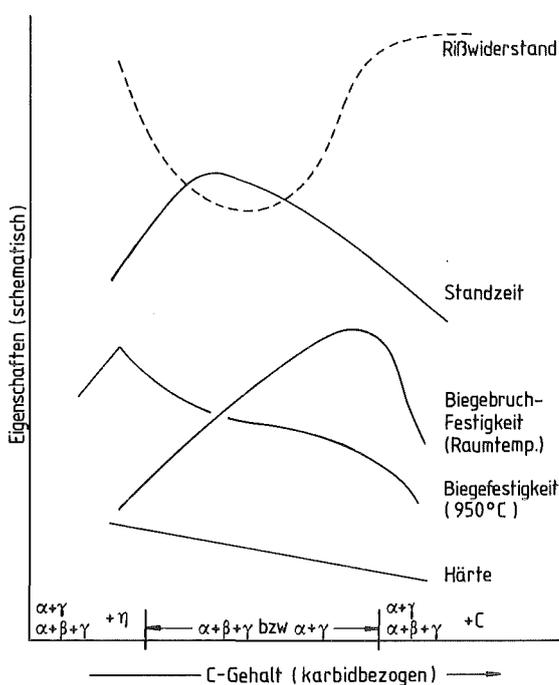


Abb. 1: Eigenschaften von WC-Co- und WC-TiC-Co Hartmetallen <67-70>, $\alpha = \text{WC}$, $\beta = \text{kfz-MK}$, $\gamma = \text{Co}$, $\eta = \text{M}_6\text{C}$

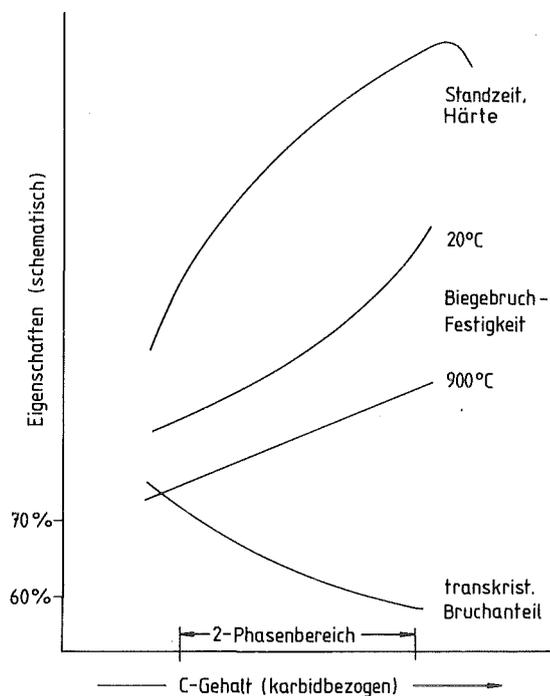


Abb. 2: Eigenschaften von TiC-Ni, Mo Hartmetallen <65,67>

In neueren Ansätzen werden verschleißfeste Werkstoffe hinsichtlich Gefüge und Materialkenngrößen genauer charakterisiert, weil sie entweder unter dem Blickwinkel des verbesserten Einsatzes bestehender Legierungen oder aufgrund der Einschätzung des Leistungsvermögens von Neuentwicklungen betrachtet werden <3, 34-37>. Besonderer Wert wird dabei auf die

Zusammensetzung spanende und spanlose Formgebung	Korn- größe (μm)	Dichte (g/cm^3)	Härte HV	Biegebruch- festigkeit (N/mm^2)	E-Modul (kN/mm^2)	Druck- festig- keit (kN/mm^2)	therm. Ausdeh- nung ₆ ($10^{-6}/^\circ\text{K}$)	therm. Leitfähig- keit ($\text{W}/\text{m}^\circ\text{K}$)
WC - 3Co	1	15,2	1950	1500	640	5,9	4,0	130
WC - 6Co	1	14,9	1600	2000	630	5,8	5,0	80
WC - 6Co	3	15,0	1580	2200	640	5,2	4,3	100
WC - 18Co	1	13,8	1100	2500	540	4,2	6,0	80
WC - 28Co	3	12,8	800	2700	480	3,2	6,2	60
92WC-2(Ti, Ta, Nb)C-6Co	1	14,8	1500	1900	630	-	4,9	110
86WC-8(Ti, Ta, Nb)C-6Co	2	13,9	1550	1900	530	-	6,3	40
82WC-8(Ti, Ta, Nb)C-10Co	3	13,3	1450	1750	540	5,0	5,5	59
70WC-20(Ti, Ta, Nb)C-10Co	2	12,5	1470	1800	550	-	5,5	45
60WC-33(Ti, Ta, Nb)C-7Co	2	10,0	1650	1200	490	5,5	7,0	25
76TiC-12Mo ₂ C-12Ni	1	6,0	1400	1400	450	4,8	8,0	15
71TiC-12Mo ₂ C-17Ni	1	6,0	1700			4,6	8,0	15
18WC-60TiC=Mo ₂ C-								
5Cr ₃ C ₂ -10NiCo ²	5	6,4	1800			-	7,3	20
Sonderanwendungen:								
WC-CrCo-Binder	-	14,0	1700			-	6,4	50
90WC - 10Ni	-	13,2	1350			-	-	-
85Cr ₃ C ₂ - 15Ni	-	7,0	1450			-	-	-
30TiC = 70Al ₂ O ₃	2	4,2	1950			-	-	-

Tab. 2a: Eigenschaften verschleißfester Werkstoffe<33>

Zusammensetzung	Dichte (g/cm ³)	Härte HV (wärmebe- handelt)	Druckfestig- keit (kN/mm ²)	E-Modul (kN/mm ²)	Schlagbiege- festigkeit (Nm)	Wärmeaus- dehnung (10 ⁻⁶ /°K)
<u>Schnellarbeitsstähle</u>	8,1	830-860	1,5-2,8			
S6-5-2	8,3	870-900				
S12-1-4-5	8,7	800-860				
S18-1-2-5						
<u>Stellite</u>		600	2,1			
10W-31Cr-51Co-1,5C-7,5sonst.		740	2,5	280	16,0	14,8
23W-31Cr-41Co-2,5C-0,2sonst.		380	-	250	4,0	13,0
4W-30Cr-58Co-1,0C-7sonst.				-	-	-
<u>Fe-Basislegierungen</u>						
34Ti-18Cr-12Ni-3,85sonst. Rest Fe		460-470	2,2	-	0,5-1,5	12,5
33Ti-14Cr-0,4Ni-4,95sonst.		960-1020	3,6	294	-	9-12
12,5Ti-16,8Cr		530	2,3	268	-	12,3
<u>Ni-Basislegierungen</u>						
28TiC-18Cr-6,3sonst. Rest Ni	6,5	580-620	2,2-2,4	297		10-11
60WC-Cu-Ni Leg.		540				

Quellen: <33,277>

Tab. 2b: Eigenschaften metallreicher verschleißfester Werkstoffe

Ermittlung der Warmfestigkeitseigenschaften und bruchmechanischer Kenngrößen (krit. Spannungsintensitätsfaktor, spezifische Brucharbeit, Oberflächenrißzähigkeit) gelegt (Abb. 3-5). Ein Teil der verschleißfesten Werkstoffe läßt sich nach der ISO-Norm 4990 nach Härte und Zähigkeit in 3 Anwendungsgruppen für die Metallzerspanung und eine für Verschleiß- und Bergbaueinsatz einordnen. Durch die Entwicklung spinodaler und beschichteter Hartmetalle, sowie dispersionsverfestigter Keramiken wurden Vielzahlarten geschaffen, für die die bestehende Norm eine unzureichende Klassifikation darstellt.

Somit besteht für den Anwender eine Lücke zwischen den für die Hersteller dienlichen Materialkenngrößen und jenen Angaben, die einen Hinweis auf die Verschleißfestigkeit geben können.

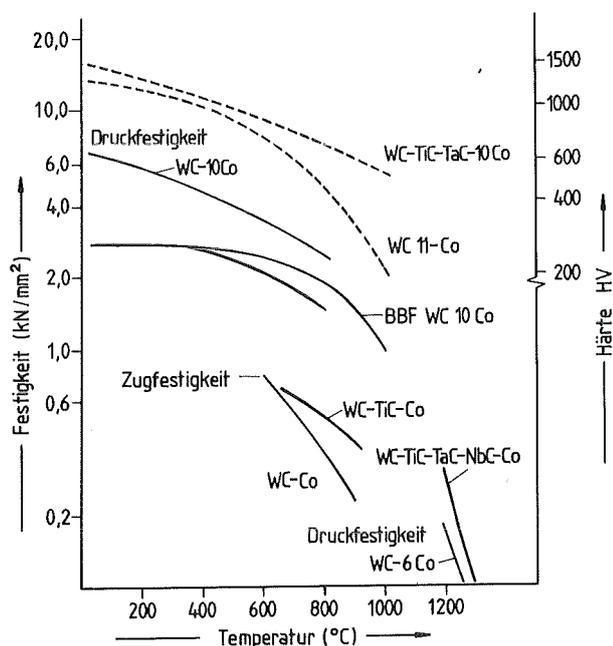


Abb. 3: Warmfestigkeitseigenschaften verschleißfester Werkstoffe <42>

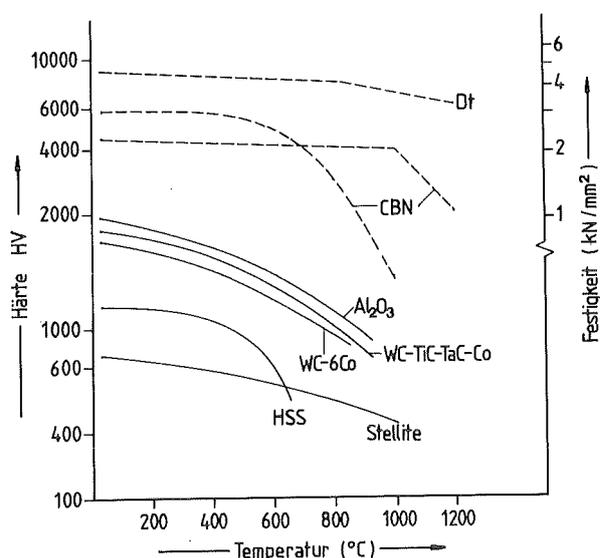


Abb. 4: Warmhärte verschleißfester Werkstoffe <42>

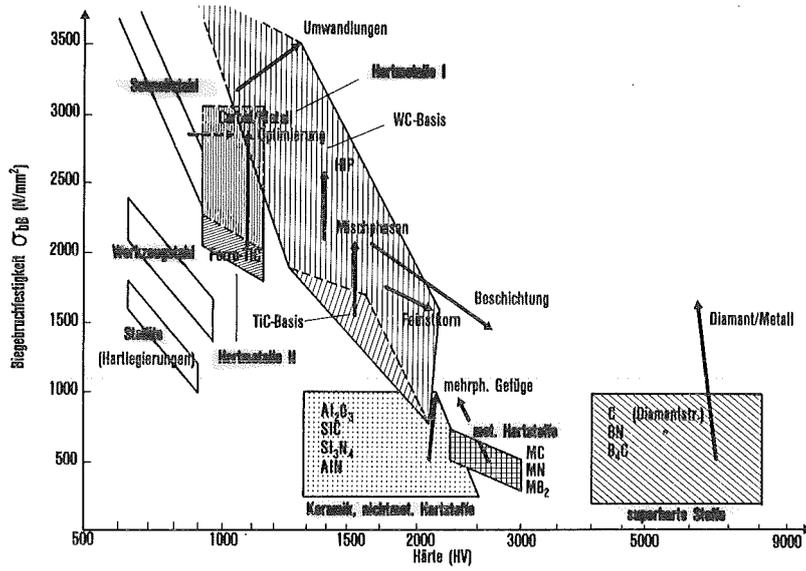


Abb. 5a: Biegebruchfestigkeit verschleißfester Werkstoffe <1>

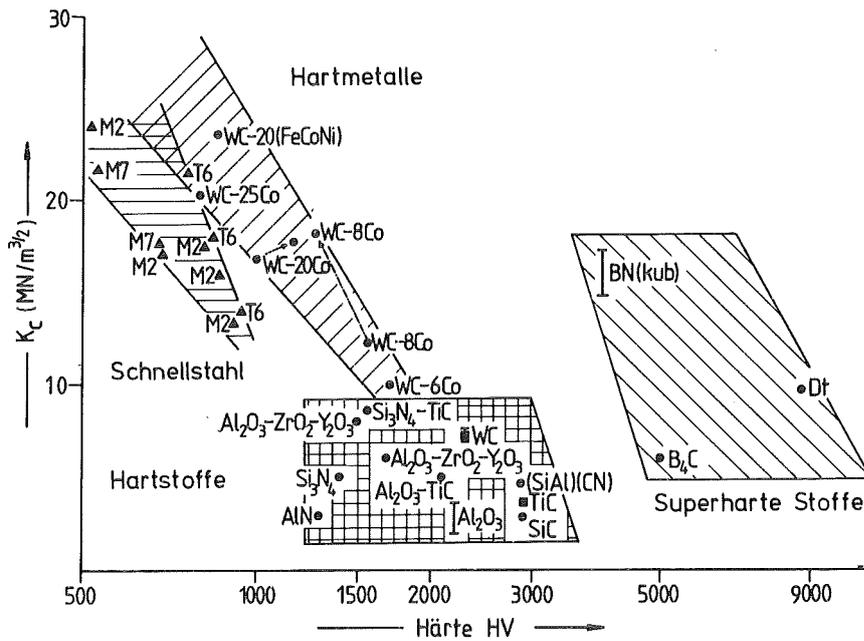
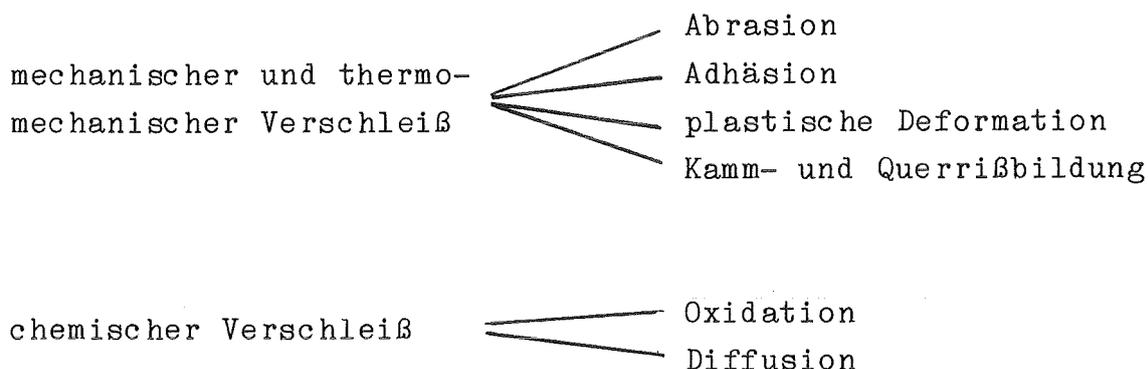


Abb. 5b: Rißzähigkeit verschleißfester Werkstoffe <38-41>

1.3. Verschleißmechanismen

Die bei der Abnutzung von Werkstoffen wirkenden Verschleißmechanismen lassen sich in Anlehnung an Habig <43> und Höglund <44> untergliedern in:



Abrasion

Etwa 50% aller Verschleißprozesse haben abrasiven Charakter <45>. Abrasionsverschleiß tritt vorwiegend bei Werkstoffen auf, die in der Rohstoffgewinnung und -aufbereitung eingesetzt werden. Aber auch an Werkzeugen der spanenden und spanlosen Formgebung lassen sich Abrasionserscheinungen beobachten.

In Modellverschleißsystemen stellten Blomerry und Walter <46,47> fest, daß der Abtragsvorgang von WC-Co-Hartmetallen bei Raumtemperatur durch Bindererosion, transkristalline Mikrorißbildung und Herauslösen von Carbiddkörnern bestimmt wird.

Die Verschleißhöhe ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe, ihrer Kornform und Carbiddkorngröße, dem Lösungszustand der Bindephase, sowie der mittleren Binderschichtdicke <48,50>. Dem Binder kommt eine entscheidende Bedeutung für die Einbindung der harten (verschleißfesten) Phasen im Gefüge zu.

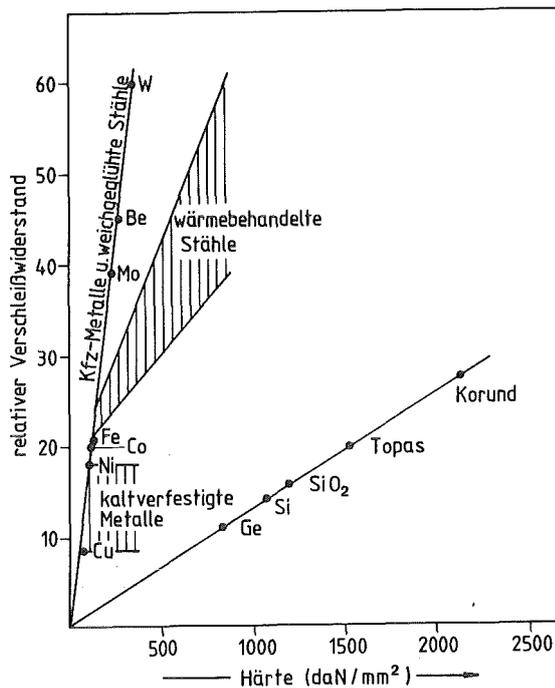


Abb. 6: Verschleißwiderstand von Werkstoffen mit metallischer und kovalenter Bindung <51>

Während des Abrasionsvorgangs können sich Co und Co,Ni-Bindphasen spannungsinduziert von einer kubisch-flächenzentrierten in eine hexagonale Modifikation umwandeln. Dies führt bei Ni,Co-gebundenen Hartmetallen zur Verringerung des plastischen Verformungsvermögens und zur Verschlechterung des Verschleißverhaltens <53>. Dagegen wird durch Reibmartensit die Druckeigenspannung in der Carbidphase erhöht, was zu einer Verbesserung der Verschleißfestigkeit führt <48>.

Khurshov <51,54> führte grundlegende Untersuchungen zum Verschleißverhalten von Werkstoffen unter abrasiver Beanspruchung durch. Er charakterisierte die Verschleißfestigkeit von Versuchswerkstoffen durch Normierung des Verschleißergebnisses auf den Verschleiß einer Referenzprobe. Diese relative Verschleißfestigkeit ist in Abhängigkeit zur Härte der untersuchten Werkstoffe in Abb. 6 dargestellt. Die Verschleißfestigkeit einphasiger Werkstoffe ist vom Atom- und Gefügebau abhängig. Die Abschätzung der Verschleißfestigkeit mehrphasiger Legierungen ist bislang unbefriedigend <55>(Abb. 7).

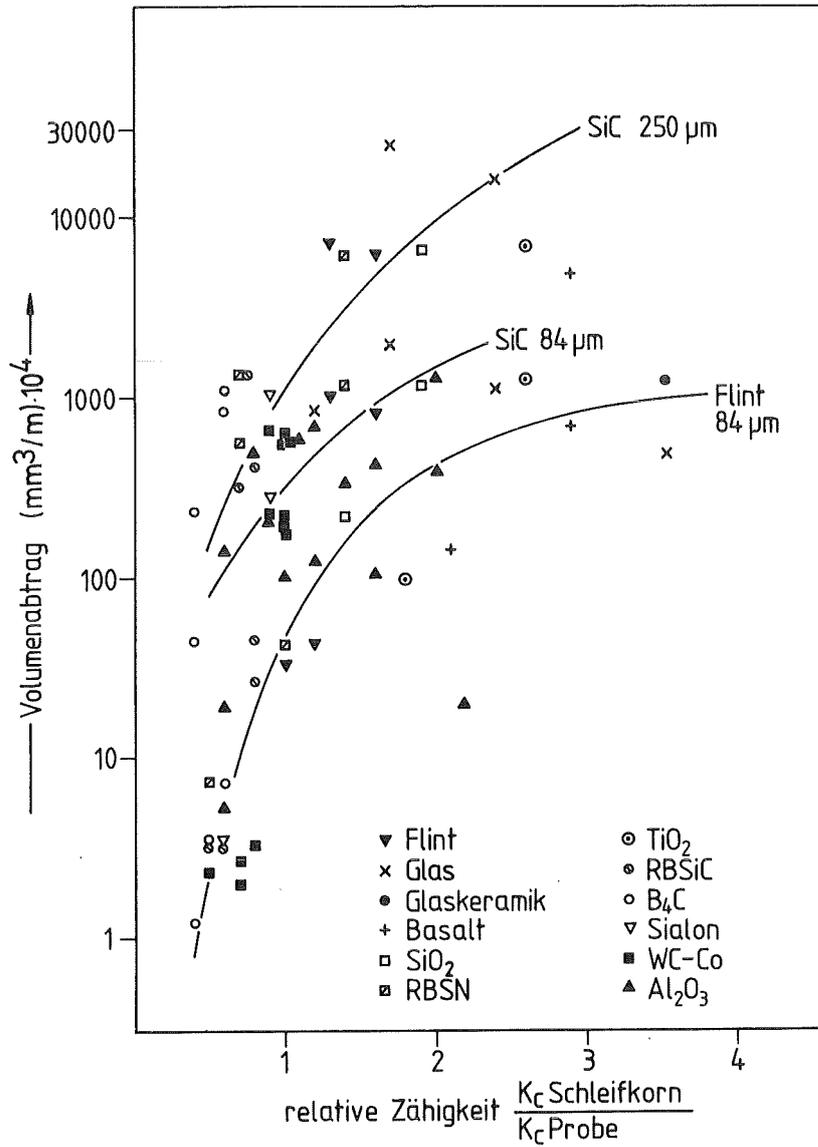


Abb. 7: Zusammenhang zwischen der Rißzähigkeit und dem Abrasionsverschleißverhalten metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe <52>

Wie aus Abb. 8 hervorgeht, ändert sich das Verschleißverhalten mit zunehmender Härte des Schleifmittels.

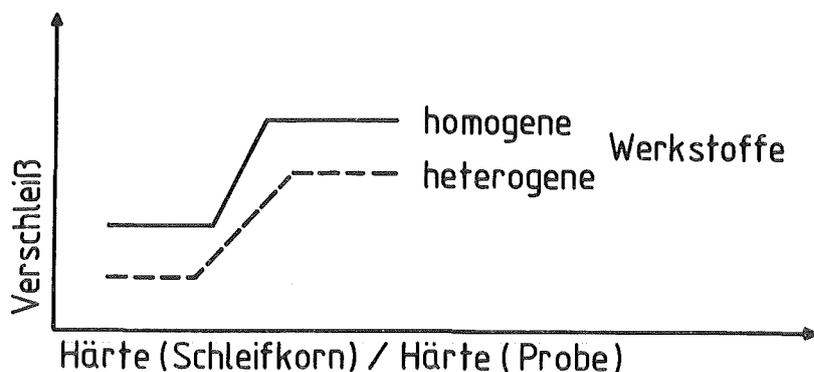


Abb. 8: Einfluß der Härte des Schleifkorns auf den Abrasionsverschleiß

Bei einer relativen Härte von 1...1,3 geht der Verschleiß, bedingt durch eine Änderung der Verschleißmechanismen, in die Hochlage über. Czichos <57> unterstreicht, daß die von Khurshov <54> gefundenen Zusammenhänge nur für Werkstoffe gelten, die sich beim Abrasionsvorgang in der Verschleißhochlage befinden.

Vijh <58> fand, daß der Abrasionswiderstand mit der Bindungsenergie von Atomen und Molekülen korrelierbar ist (Tab. 3).

Neuere Untersuchungen <59-61> zeigen, daß sich bei abrasiver Beanspruchung hartspröder Werkstoffe Risse in der Verschleißzone bilden.

Es hat deshalb nicht an Versuchen gefehlt, den Verschleißwiderstand mit bruchmechanischen Kenngrößen zu korrelieren. Nach Blomberry <46> ist der Abrasionswiderstand jedoch weder durch die Biegebruchfestigkeit, noch durch die Reißzähigkeit erklärbar. Die Befunde werden von Moore und King <52> bestätigt.

Bei der Betrachtung des abrasiven Verschleißvorgangs muß be-

rücksichtigt werden, daß sich am Schneidkeil von Zerspanungswerkzeugen Temperatur- und Spannungsfelder überlagern. Nach Suh <62> haben zahlreiche oxidische Einschlüsse im Werkstückstoff auch noch bei zerspanungsüblichen Temperaturen von 900°C eine dem Schneidstoff vergleichbare Härte. Ihre abrasive Wirkung konnte Trent <62> zwar für Schnellstahl bestätigen, jedoch für andere Schneidstoffe liegen keine gezielten Hinweise vor. Bei der Zerspanung von Gußeisen besitzen WC-Co und WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle mit niedrigem Cobaltgehalt und kleiner Carbidkorngröße die höchste Verschleißfestigkeit <63,64>. Wie jedoch aus den Abb. 1 und 2 hervorgeht, kann dies nicht allein mit makroskopischen Festigkeitskenngrößen erklärt werden. Dagegen zeigen die für die Stahlzerspanung geeigneten TiC-Ni,Mo-Hartmetalle eine Erhöhung der Standzeit mit zunehmender Zähigkeit. <65,66>

Adhäsion

Die unter hoher Flächenpressung ablaufenden Verschleißvorgänge an Werkzeugen führen zu neuen, hochaktiven Oberflächen, die eine Reaktion zwischen den beiden Reibpartnern begünstigen. Tomov <71> konnte an Gleitversuchen zwischen Schnellarbeitsstahl, Hartmetall und Schneidkeramik auf Vergütungsstahl das Auftreten dieses Verschleißmechanismus für die genannten Paarungen in einem weiten Gleitgeschwindigkeitsbereich nachweisen. Allerdings weisen sowohl Tomov als auch Kragelski und Hogmark <72,73> darauf hin, daß bei höheren Geschwindigkeiten eine Überlagerung durch Tribooxidation stattfindet.

Nach Wright et al. <74> ist auf der Span- und Freifläche von Drehwerkzeugen zwischen den Werkstoff-Werkzeug-Berührungsflächen kein Sauerstoffzutritt zu erwarten. Unter diesen Bedingungen wird die Gültigkeit von Archard's Verschleißgesetz <75,76>

$$V = \text{const.} \frac{3F \cdot s}{A \cdot H} \quad (H = \text{Makrohärte})$$

als zutreffend angenommen.

Die Gesetzmäßigkeit wird von Cook und Nayak <77> durch Zerspanversuche mit Schnellarbeitsstählen bestätigt.

Nach McCintock und Argon <78> ist der Verschleiß des härteren Werkstoffs V_H von der relativen Härte beider Reibpartner abhängig. Sie fanden eine Abhängigkeit der Form:

$$V_H \sim \left(\frac{H_{\text{Harter Werkstoff}}}{H_{\text{Weicher Werkstoff}}} \right)^2$$

Bei der Zerspanung von hochwarmfesten Stählen ist wegen der hohen spezifischen Schnittkraft und des kleinen (H_H/H_W) -Verhältnisses bei vergleichsweise niedrigen erreichbaren Schnittgeschwindigkeiten mit hohem Adhäsionsverschleiß zu rechnen <79-81>

Die Adhäsionsneigung läßt sich bei WC-Co-Legierungen durch Zugabe von TiC-Mischkristallen verringern, was mit der hohen Warmhärte von Titancarbid erklärt wird <82,83>. Nach einer neueren Untersuchung <86> liegt die Warmhärte von Titancarbid deutlich unter der von Wolframcarbid.

Die Beschichtung von Schneidwerkstoffen mit Hartstoffen <84,85> können ebenso wie die Bildung von Reaktionsschichten <87-89> verschleißhemmende Wirkung haben. Allerdings weisen Dearnly et al. <90> in ihrer neuesten Untersuchung mit Hilfe von Quick-stop-Versuchen nach, daß zwischen der Bildung von Adhäsionsschichten bei beschichteten und unbeschichteten Hartmetallen bei der Zerspanung von CK 45 kein Unterschied besteht.

Nach Langhammer <91> besteht ein Zusammenhang zwischen den Zerspanungskräften und dem Verschleiß von Drehwerkzeugen. Durch die periodische Abtrennung von Verschleißzonen ist mit einer Zunahme der dynamischen Schnittkräfte zu rechnen. Es ist deshalb anzunehmen, daß die Wechselfestigkeit von Schneidstoffen eine geeignetere Vergleichsgröße darstellt als die Makrohärte.

Plastische Verformung

Beim Einsatz von Werkzeugen in der spanenden und spanlosen Formgebung können erhebliche Bearbeitungskräfte auftreten, die zu einer plastischen Verformung der belasteten Schneiden führen können.

Nach Trent <63> ist die Druckfestigkeit von Schnellarbeitsstahl direkt mit dem Verschleiß korrelierbar.

Auch bei Hartmetallen kann bei Zerspanungsprozessen eine plastische Verformung der Schneidkante eintreten. Nach Übereinstimmung zahlreicher Autoren <66,70,92-94> finden die Verformungsvorgänge sowohl in der Carbid- als auch in der Bindephase statt. Dabei kann es in WC-Co-Legierungen zu einer fcc-hcp-Bindephasenumwandlung kommen <95>.

Abb.9 zeigt die Warmdruckfestigkeit von verschleißfesten Werkstoffen und die mittleren Flächenpressungen, die beim Zerspanen von metallischen Werkstoffen auftreten können. Allerdings legen die von Degner <105> angegebenen spezifischen Schnittkräfte wesentlich niedriger.

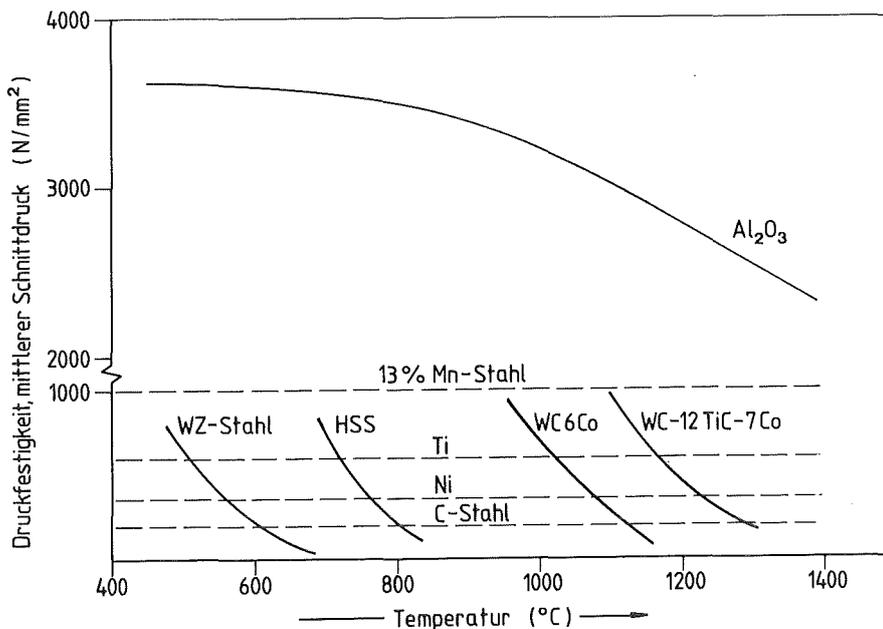


Abb. 9: Warmdruckfestigkeit verschleißfester Werkstoffe <63, 74, 104>

Zur Beschreibung des Festigkeitsverhaltens wird allgemein eine Hall-Petch-Beziehung der Form:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{\text{const}}{\sqrt{d_{\text{Carbid}}}}$$

als gültig angenommen <96-98>.

Neuere Bestrebungen zur Erhöhung des Widerstands gegen plastische Verformung, insbesondere titancarbidreicher Hartmetalle, zielen auf eine Verfestigung des Carbids und eine Bindephasenaushärtung <99-103>.

Kamm- und Querrißbildung

Die thermische und mechanische Wechselbeanspruchung z.B. beim Fräsen) von Schneidstoffen mit geringer Zähigkeit führt zur Ausbildung von Rissen, die einen Einfluß auf die Oberflächen-güte der erzeugten Werkstücke und das Verschleißverhalten des Werkzeugs haben. Den besonderen Beanspruchungen wurde durch die Entwicklung spezieller Schneidstoffe Rechnung getragen <106, 107, 112>

Die Schwierigkeit bei der Entwicklung geeigneter Sorten besteht in der Optimierung der Verschleißfestigkeit (Härte) einerseits und des plastischen Verformungsvermögens andererseits. Zur Erzielung eines hohen Verschleißwiderstandes ist ein niedriger Bindergehalt bei hohem Mischcarbid- und kleiner Carbidkorngröße anzustreben.

Ein ausreichender Widerstand gegen Rißbildung ist aber nur bei hinreichend großer freier Binderweglänge (hoher Bindergehalt, großes Carbidkorn) gewährleistet.

Übereinstimmend verläuft die Rißfortpflanzung durch den Binder und grobe Carbidkörner hindurch <109, 110>.

Wegen der vergleichsweise niedrigeren Schlagbiegefestigkeit der titancarbidhaltigen Hartmetalle wären reine WC-Co-Legierungen vorzuziehen <111>.

Zwischen den Ergebnissen der mikrostrukturellen Betrachtung der Rißfortpflanzung in Fräsplatten aus Hartmetall besteht Übereinstimmung mit Rißzähigkeitsuntersuchungen nach der Palmqvist-Methode <113,114>.

Dagegen müssen nach Fischmeister <37> die erheblich voneinander abweichenden Volumina und Verformungsgeschwindigkeiten berücksichtigt werden, um zwischen den makroskopischen Festigkeitskenngrößen und dem Verschleißverhalten einen Zusammenhang herzustellen.

Oxidation

An Werkzeuge, die zur spanenden Formgebung oder zum Warmpressen von Metallen verwendet werden, sind wegen der üblichen Arbeitstemperaturen $>800^{\circ}\text{C}$ hohe Anforderungen hinsichtlich der Oxidationsbeständigkeit zu stellen.

Ein Überblick über die vorliegende Literatur läßt erkennen, daß die chemische Beständigkeit der Carbidphase von entscheidender Bedeutung ist, während die Oxidationsgeschwindigkeit der Bindematerialien Cobalt bzw. Nickel vernachlässigbar ist (Tab. 3).

Die durch die Oxidation entstehenden Reaktionsprodukte weisen Sauerstoffehlstellen im Gitter auf. Bei entsprechend hoher Temperatur ist die Diffusion dieser Leerstellen maßgeblich für die Oxidationsgeschwindigkeit. Man versucht deshalb die Anzahl der Punktfehler durch Einbau von Atomen höherer Wertigkeit zu vermindern. Diese Maßnahme führt jedoch nur bei einer ausreichend dichten und festhaftenden Reaktionsschicht zum Erfolg <117>.

	Gewichtszunahme (g/mm ²)
Co	~ 6,5 (*)
Cr ₃ C ₂	0,66
TiC	12,1
NbC, TaC	20,5
ZrC	460
VC	735
WC	1140

Tab. 3: Oxidationsverhalten an Luft (*) 1000°C <115,116>
Temperatur 900°C

Beide Effekte erklären, weshalb die Oxidationsbeständigkeit von TiC-Co-, (W,Ti)C-Co- und (Ti,Cr)C-Co-Legierungen durch den Zusatz von (Nb,Ta)C bzw. TaC innerhalb bestimmter Grenzen verbessert werden kann. Dagegen wirkt sich die Zugabe von Mo₂C und VC zu TiC-Co-Legierungen wegen des abdampfenden bzw. schmelzenden Oxids verschlechternd aus <116>.

TiC-Ni,Mo-Hartmetalle mit NbC- und TaC-Zusätzen haben dagegen eine ausgezeichnete Oxidationsbeständigkeit. Vanadincarbid-Zusätze bewirken allerdings auch hier eine Verschlechterung <89>.

Nach Aussage von Kieffer et al. <118> verbessert die Zugabe von Nitriden zu TiC-Basishartmetallen die Oxidationsbeständigkeit. Sie steigt mit zunehmendem N/(C+N)-Verhältnis <119>.

Diffusion

Bei Zerspanung von Werkstoffen mit hoher Schnittgeschwindigkeit kann der Verschleiß auf der Spanfläche zum standzeitbestimmenden Kriterium werden. Untersuchungen von Loladze <121> und Usui <122> lassen erkennen, daß dieser Verschleißprozeß thermisch aktiviert ist.

Die für den Ablauf dieser Prozesse notwendigen hohen Schnitttemperaturen werden nur von Werkzeugen aus Hartmetall und Schneidkeramik erreicht.

Das bestehende Konzentrationsgefälle zwischen den Elementen des Schneidstoffs und metallischen Werkstoffen führt zu einem Materialtransport in beiden Richtungen. Sowohl statische Diffusions- als auch praxisnahe Zerspanungsuntersuchungen mit Hartmetallen an Stählen zeigen, daß dem Kohlenstoff dabei eine überragende Bedeutung zukommt <122-125>.

Eine Entkohlung führt bei WC(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen zur Bildung von Fe-W-Co-C-Phasen des Typs M_6C und $M_{23}C_6$ mit niedriger Festigkeit <127>. Die Bildung dieser Phasen wird allerdings von Usui et al. <121> wie auch von Akasawa <126> bestritten. Nach Meinung von Akasawa et al. <126> bestimmt allein der Zerfall der Wolframcarbidkörner den Verschleißfortschritt.

Sowohl bei der Stahl- als auch bei der Graugußbearbeitung ist mit einer Änderung des Bindergehalts und seiner Zusammensetzung infolge gegenseitiger Löslichkeit von Cobalt und Eisen zu rechnen. Dagegen sind die Lösungsprozesse anderer Elemente (wie Titan, Niob, Tantal), sowohl von der Qualität her, als auch von ihrer Auswirkung auf die Verschleißfestigkeit her betrachtet, vergleichsweise gering einzuschätzen <127>.

Die theoretischen und experimentellen Arbeiten von Kramer <128> lassen den Schluß zu, daß der Diffusionsverschleiß auch durch Lösungsprozesse hinreichend erklärt werden kann. Auf der Grundlage dieser thermodynamischen Betrachtung läßt sich die Verschleißwirksamkeit der Legierungsbestandteile von verschleißfesten Oberflächenschichten abschätzen.

Nach den vorliegenden Untersuchungen muß man den thermodynamisch bedingten Verschleiß als einen komplexen Prozeß auffassen, in dem Diffusions-, Lösungs- und thermoelektrische Vorgänge ablaufen <129>.

1.4. Oekonomische Bedeutung

Das Verständnis und die Auseinandersetzung mit dem Problem des Verschleisses war lange überwiegend von der werkstoffkundlichen Seite her geprägt <130-133>. In neueren Veröffentlichungen wird nun zunehmend auch die gesamtwirtschaftliche Bedeutung des Verschleisses hervorgehoben. Man schätzt die in der Bundesrepublik allein 1975 eingetretenen Verluste durch Abnutzung auf ca. 10 Mrd. DM.

Wegen der grundlegenden Bedeutung der metallverarbeitenden Industrie zur Erstellung des Bruttosozialprodukts von 1000 Mrd. DM (1975) bzw. 1550 Mrd. DM (1981) <134> kommt den in diesem Bereich verwendeten Produktionsmaschinen und Werkzeugen besondere Aufmerksamkeit zu. Allein 12% aller Veröffentlichungen auf dem Sektor Verschleiß haben den Produktionsprozeß mit der damit verbundenen Abnutzung von Werkzeugen zum Thema <135>.

Werkzeugmaschine, Schneidwerkstoff und Werkstück bilden ein System, in dem die gegenseitigen Abhängigkeiten (Steifigkeit der Maschine, Antriebsleistung, Bearbeitbarkeit des Werkstücks, Materialeigenschaften des Schneidstoffs) letztlich über die Fertigungskosten entscheiden <136> (Abbn. 10-13)

Lardner <133> unterstreicht, daß allein in England die Werkzeugkosten 20 Mrd. £ (ca. 70 Mrd. DM) ausmachen. Den Anteil möglicher Ersparnisse durch schneidstoffgerechten Einsatz der Werkzeuge beziffert er auf ca. 14 Mrd. DM. Nach Klicpera <137> liegt der Anteil der Werkzeugkosten beim NC-Drehen bei einem Anteil von 4% der Fertigungskosten. Durch die Wahl des Schneidstoffs wird die erzielbare Schnittgeschwindigkeit festgelegt. Von ihr hängen alle maschinenzeitabhängigen Kosten ab (Abb. 11).

Unter den verschleißfesten Werkstoffen besitzen die metallreichen Legierungen zwar einen überwältigenden Marktanteil, ihr Anwendungsgebiet liegt jedoch dort, wo besonders hohe Anforderungen an die Zähigkeit gestellt werden und die Zerspanungsrate mithin von sekundärer Bedeutung ist (Tab. 4).

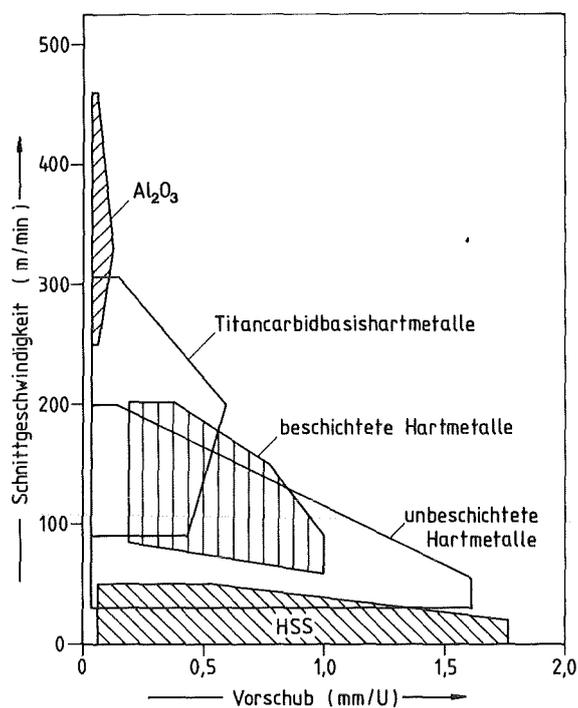


Abb. 10: Anwendungsbereiche verschleißfester Werkstoffe <164>

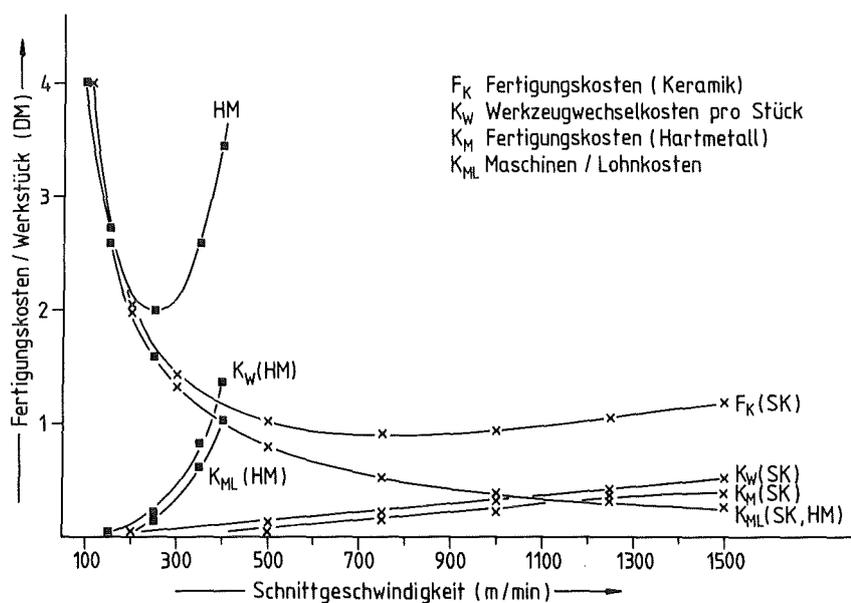


Abb. 11: Einfluß der Schnittgeschwindigkeit auf die Fertigungskosten <165>

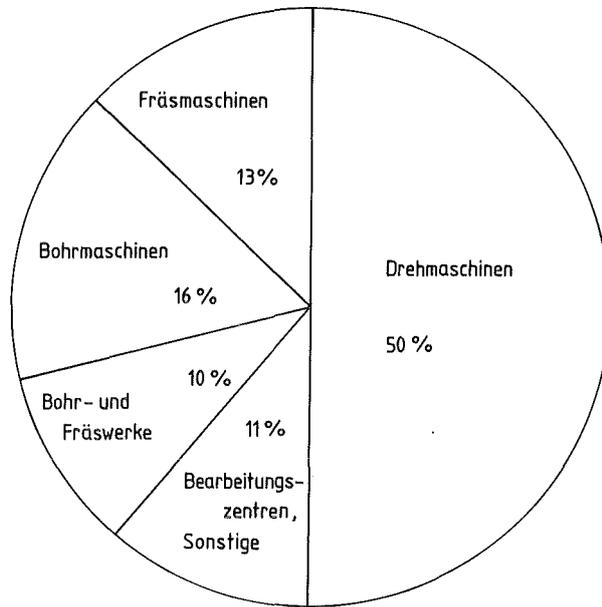


Abb. 12: Aufteilung der NC-Maschinen <139>

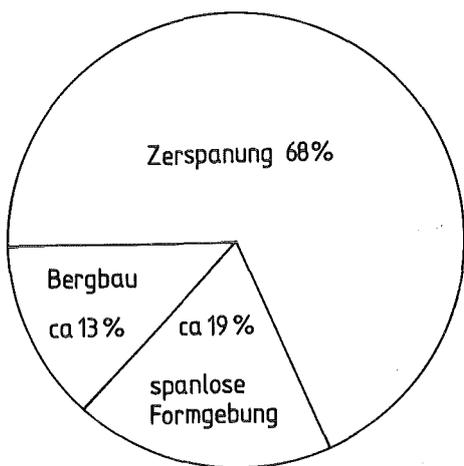


Abb. 13a: Anwendungsgebiete von Hartmetallen <138>

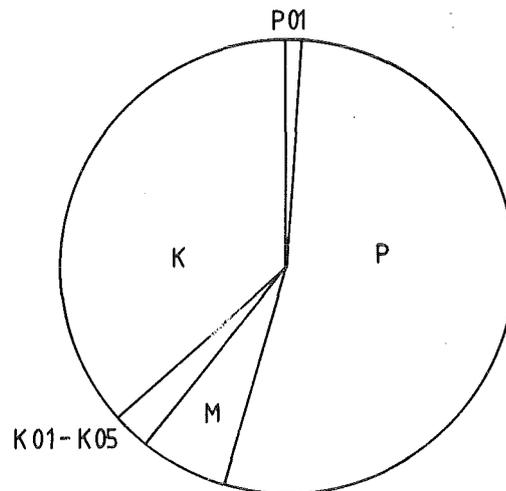


Abb. 13b: Marktanteile verschiedener Schneidstoffsorten <140>

Werkstoff	Produktion (1980), westliche Welt
Werkzeugstahl	$1-5 \cdot 10^6$ t
Schnellarbeitsstähle	$15 \cdot 10^4$ t
Hartmetalle	$15 \cdot 10^3$ t
Keramik und superharte Werkstoffe	120 t

Tab. 4: Erzeugung verschleißfester Werkstoffe <141>

Der mengenmäßige Hauptanteil der Zerspaltung, insbesondere in der Massenfertigung, wo eine hohe Produktionsgeschwindigkeit (und damit eine große Abtragsrate) gefordert wird, wird durch hartstoffreiche Schneidstoffe durchgeführt.

Vor allem von beschichteten Hartmetallen, und in neuester Zeit auch von synthetischen Werkstoffen (kubisches Bornitrid, Werkstoffe auf Siliziumnitridbasis, polykristalliner Diamant), gehen Anstöße zu einer Produktionssteigerung aus <28,30,142-144>. Die Entwicklung der Bearbeitungsgeschwindigkeit zeigt Abb. 14.

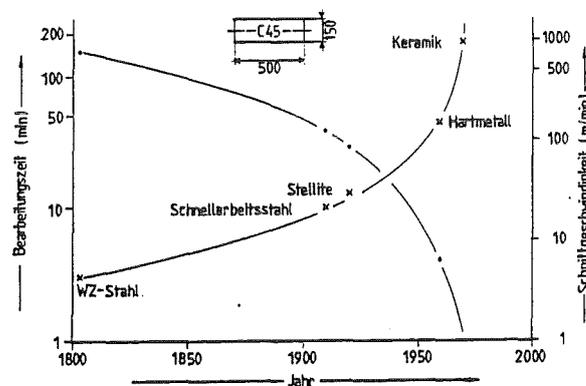


Abb. 14: Entwicklung der Bearbeitungsgeschwindigkeit <84,140,166>

Während mit beschichteten Hartmetallen Produktionssteigerungen von 25-300% möglich sind, können mit Diamantwerkzeugen ca. 10-30 mal mehr Werkstücke gefertigt werden als mit unbeschichteten Hartmetallen <30, 145-148>.

Gerade bei spröden Schneidstoffen ist die Bedeutung der Härte und Zähigkeit für die Wirtschaftlichkeit von Werkzeugen hervorzuheben. Während die Warmfestigkeit primär die Verschleißfestigkeit und damit die Fertigungskosten beeinflusst ist die Reiß- bzw. Bruchzähigkeit die entscheidende Materialkenngröße, die über die Kosten eines Werkzeugausfalls mitbestimmt. Nimmt man die Kosten einer Schneidplatte mit 8-200 DM an, so können sich die entstehenden Kosten im Falle ihres vorzeitigen Ausfalls durch Zerstörung, Ausschuß und Maschinenstillstandszeiten zu einem Vielfachen dieses Betrages summieren.

Mit zunehmender Sprödigkeit und steigendem Preis des Werkzeugs wird damit die Frage nach der Reproduzierbarkeit des Anwendungsverhaltens aufgeworfen <149,150>. Das betrifft vorrangig solche Schneidwerkstoffe, die in hochautomatisierten Produktionsanlagen mit geringstem Personaleinsatz Verwendung finden. Die Suche nach leistungsfähigen, preisgünstigen Schneidstoffen wurde auch durch Studien über die Verfügbarkeit von Rohstoffen unterstützt <151,152>. Die Entwicklung des Wolfram- und Cobaltpreises machen Überlegungen hinsichtlich einer zumindest teilweisen Substitution notwendig.

So konnte Prakash <153> durch einen teilweisen Ersatz des Cobalts durch einen Eisen-Cobalt-Nickelbinder auch eine Verbesserung anwendungsrelevanter Eigenschaften, wie Härte, Biegebruchfestigkeit und Verschleißfestigkeit, erreichen.

Andere Binderkombinationen haben Suzuki et al. sowie Mahaffy und Woods untersucht <154,155>. Wegen ihrer vergleichsweise schlechteren Festigkeitseigenschaften haben diese Legierungen für die Zerspanung keine wirtschaftliche Bedeutung erlangt. Der vom Volumen her größte Anteil der Schneidstoffe für die Metall-

zerspanung besteht jedoch aus Wolframcarbid. Etwa 77% der gesamten Wolframerzeugung wird allein für die Herstellung von Hartmetallen und hochverschleißfesten Stählen verbraucht <156>. Ein zumindest teilweiser Ersatz des augenblicklich ausreichend vorhandenen, aber teuren Wolframs würde zu einer Schonung der Ressourcen des strategisch wichtigen Elements beitragen, zumal die Recycling-Verfahren von Hartmetallen sich noch im Anfangsstadium ihrer Entwicklung befinden.

Eine Reihe von Arbeiten beschäftigen sich deshalb mit dem Ersatz des Wolframcarbids durch $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ <157, 158> bzw. $(\text{Ti}, \text{Ta}, \text{W})(\text{C}, \text{N})$ -Mischkristallen <159-162>. Einer begrenzten Substitution von Wolfram und Cobalt wird allerdings, wie eine neue Studie über diese zukünftige Entwicklung der Schneidstoffe zeigt, mit Skepsis begegnet <163>.

2. Versuchsdurchführung

2.1. Untersuchungsmethoden

2.1.1. Chemische Zusammensetzung

Alle Proben wurden hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung charakterisiert. Zur Bestimmung des Kohlenstoffgehalts wurden zerkleinerte Proben von 200-400 mg Gewicht in Sauerstoffstrom verbrannt. Das entstandene Kohlendioxid wurde über Ultrarotabsorbtion in einem Leybold Heraeus Analysenautomat CSA 2002 gemessen. Die Sauerstoff- und Stickstoffanalyse erfolgte nach dem Heißextraktionsverfahren. Dazu war es nötig, die Proben im Kohlenstofftiegel mit Nickel-, Platin- und Paladium-Zusätzen bei 2300°C aufzuschmelzen. Der entweichende Stickstoff wurde über die Wärmeleitfähigkeit gemessen, Kohlenmonoxid über Ultrarotabsorbtion. Die Apparatur wurde durch Eingabe von Eichgasen bekannten Volumens kalibriert. Die Analyse der Elemente Wolfram, Molybdän, Tantal, Titan, Nickel und Cobalt erfolgte auf naßchemischem Wege.

Die Bezeichnung der Proben ist nach folgendem Schlüssel festgelegt: Die erste Buchstabenkombination bedeutet die wesentlichsten Metallkomponenten des Hartstoffs (W = Wolfram, T = Titan, M = Molybdän, N = Niob, V = Vanadin). Die mittlere Zahl, soweit vorhanden, gibt den gewichtsmäßigen Anteil des Mischcarbids der Legierung an. Die nächste Ziffern- und Buchstabenkombination informiert über den Bindergehalt und seine wesentlichen Legierungsbestandteile. Der Buchstabe N bezieht sich auf das Auftreten von Stickstoff in der Nichtmetallkomponente des Hartstoffs. Da bei den eigenen $(Ti,Mo)C_{1-x}$ -Hartmetallen der Bindergehalt konstant blieb, ist hier nur die Hartstoffzusammensetzung angegeben. In der Bezeichnung dieser Hartmetalle legt die erste Ziffer den Atomgehalt des Titans, die zweite den des Molybdäns im Mischkristall fest. Der Buchstabe nach dem Querstrich gibt Auskunft darüber, daß nachverdichtet wurde.

2.1.2. Röntgenographische Phasenanalyse

Der Phasenaufbau der untersuchten Werkstoffe wurde mittels Röntgendiffraktion an polierten Probenoberflächen und an zerkleinerten Proben bestimmt. Die Pulveraufnahmen entstanden in einer Guinierkammer.

Die Bindephasenuntersuchungen wurden mit einem Seiffert-Diffraktometer Typ PAD 2 durchgeführt. Bei der Probenvorbereitung wurde berücksichtigt, daß Fe,Co,Ni-gebundene Hartmetalle eine druckspannungsinduzierte α - γ -Bindephasenumwandlung erfahren können. Bei allen Aufnahmen war mit Ni-gelilterer $\text{Cu}_{\text{K}\alpha_1}$ -Strahlung gearbeitet worden.

2.1.3. Gefügecharakterisierung

2.1.3.1. Lichtoptische Untersuchungen

Alle Werkstoffe wurden hinsichtlich ihres Gefügebauaufbaus (Form und Verteilung der Carbide, Auftreten von η -Phase und freiem Kohlenstoff, Porosität) untersucht.

Dazu wurde die Sinterhaut entfernt und die Probenoberfläche mit Diamantphasen und Tonerde poliert. Die Ätzung der verschleißfesten Werkstoffe wurde der chemischen Zusammensetzung angepaßt (Tab. 5).

Mit Hilfe der Lichtmikroskopie können alle Gefügeunregelmäßigkeiten wie Poren, grobe Carbiddkörner, freier Graphit oder die η -Phase gut identifiziert werden.

Da die Korngröße der untersuchten Werkstoffe an der Grenze des Auflösungsvermögens der Lichtmikroskopie liegt, geben die Gefügebildungen einen quantitativen Eindruck von der Carbiddkorngröße und der Binderschichtdicke.

Werkstoff	Ätzmittel/Zusammensetzung
WC-Co WC-(Ti, Ta, Nb)C-Co	Murakamilösung: 10g Kaliumferrizykanid 10g Kaliumhydroxid 100g Wasser
TiC-Ni, Mo (Ti, Mo)C _{1-x} -Ni TVN12NiMo/H	HCl, Na ₂ CO ₃ , KOH elektrolytisch
metallreiche Werkstoffe	2% alkoholische Salpetersäure

Tab. 5: Zusammensetzung der Ätzmittel für Gefügeaufnahmen

Zur Beurteilung des Aufbaus beschichteter Hartmetalle wurden Schrägschliffe angefertigt. Der optischen Auflösung dünnster aufgebrachtter Schichten, sowie dem Erkennen des Austausches von Nichtmetallkomponenten in Hartstoffen sind jedoch mit dieser Methode enge Grenzen gesetzt.

2.1.3.2. Elektronenmikroskopische Untersuchungen

Zur Untersuchung verschlissener Wendeschneidplatten und abrasiv verschlissener Proben, sowie zur Bewertung des Rißausbreitungsverhaltens und des Gefüges sind Aufnahmen mit hoher Vergrößerung und hohem Auflösungsvermögen erforderlich.

Die Aufnahmen wurden mit den Elektronenmikroskopen Cambridge Stereoscan 180 und ISI 60 gemacht. Bei den Übersichtsaufnahmen verschlissener Wendeschneidplatten genügte zwar eine 30-300-fache Vergrößerung, doch die Tiefenschärfe ist mit lichtoptischen Aufnahmen nicht ausreichend, um alle Verschleißmerkmale zu erkennen.

Augeruntersuchungen stellen eine verhältnismäßig neue Methode dar, die Oberfläche dieser Werkstoffe zu charakterisieren. Der Vorteil des Verfahrens liegt in der Möglichkeit, die Element-

verteilung in einer wenige Atomlagen tiefen Zone zu messen. Es unterscheidet sich darin grundsätzlich von sonstigen röntgenographischen und elektronenoptischen Methoden, die einen erheblichen Anteil von (unerwünschten) Tiefeninformationen liefern.

Wegen des Strahldurchmessers von $3\ \mu\text{m}$ mußte zur Analyse der Elementverteilung in den Hartstoffschichten eine Spreizung der Beschichtung durch einen sphärischen Schrägschliff erzeugt werden (Abb. 15).

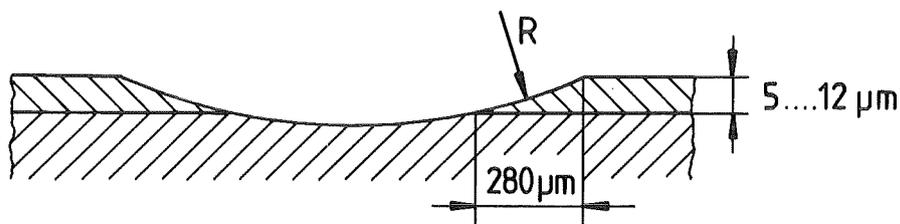


Abb 15. Schrägschliff für Augeranalysen

Auf diesem Schrägschliff wurde mittels Punktanalyse ein Tiefenprofil der Elementverteilung erstellt. Dazu fand eine Augersonde vom Typ Perkin-Elmer Mod. 545 Verwendung. Das Gerät wurde mit Standardproben geeicht. Die auf dem Schliff vorhandenen oxidischen Polierverunreinigungen waren vor dem Meßbeginn abgesputtert worden.

2.1.4. Eigenschaftsbestimmung

2.1.4.1. Dichte

Die Dichtebestimmung erfolgte nach der Auftriebsmethode nach ISO 3369-1975, wobei nur Proben ohne Sinterhaut verwendet wurden.

2.1.4.2. Mechanische Eigenschaften

2.1.4.2.1. E-Modul

Die Messung wurde an feinstgeschliffenen Plättchen der Dicke 4,78 mm mit einem Echoskop MPT der Firma KLN Kretztechnik durchgeführt. Der Elastizitätsmodul errechnet sich nach:

$$E = \sqrt{\frac{2D}{t}} \cdot \frac{1}{\rho} \quad \langle 167 \rangle$$

2.1.4.2.2. Raumtemperaturhärte

Die Vickers-Härtemessungen wurden mit einem Zwick Härtetester Z2A vorgenommen. Das Gerät wurde für die Bestimmung der Raumtemperaturhärte bei 19,6 und 98,1 N Belastung benutzt. Die genannten Werte stammen aus dem Durchschnitt von 3-5 Messungen. Die Mikrohärtmessungen erfolgten mit einem Leitz Mikrohärtetester MHP.

2.1.4.2.3. Warmhärte

Für die Warmhärtmessungen stand ein Tester Typ 2975 der Firma NRC-Europe zur Verfügung. Als Eindringkörper diente eine Vickers-Prüfspritze aus Borcarbid. Die Belastung betrug 19,6 N bei einer Eindruckzeit von 7 s. Es wurden 5 Eindrücke pro Temperatur gemacht und bei Raumtemperatur unter 200facher Vergrößerung ausgemessen.

2.1.4.2.4. Eindringkriechen

Bei hohen Einsatztemperaturen und Kontaktbelastungen kann das zeitabhängige Verformungsverhalten von Schneidstoffen eine Rolle spielen. Zur Simulation solcher Prozesse wurden Versuche zur Belastungszeitabhängigkeit der Warmhärte angestellt.

Es ist bekannt, daß die Eindringkriechversuche, im Gegensatz zu konventionellen Druckkriechversuchen, nicht bei konstanter Spannung bzw. Verformungsgeschwindigkeit ablaufen. Die Ergebnisse von Eindringkriechversuchen sind dennoch mit konventionellen Kriechversuchen vergleichbar <168>.

Die Versuchstemperaturen wurden so gewählt, daß eine Messung des Kriechverhaltens in verschiedenen Bereichen der Warmhärtekurven möglich ist. Im Hinblick auf eventuell mögliche Lösungsvorgänge zwischen dem Eindringkörper und der Probe wurden Belastungszeiten von 7, 42 und 100 s gewählt. Es wurden zum Teil Proben eingesetzt, an denen bereits eine Warmhärtemessung bzw. Kriechmessung vorgenommen worden war.

2.1.4.2.5. Charakterisierung der Zähigkeit

2.1.4.2.5.1. Biegebruchfestigkeit

Die Bestimmung der Biegebruchfestigkeit erfolgte nach ISO 3327-1975. Probeabmessungen: 6,25 x 5,25 x 20 mm. Zur Ausschaltung von Sinterdefekten auf der Oberfläche wurden die Proben mit 6 µm Diamantpaste geläppt. Bei der Berechnung der Biegebruchfestigkeit wurde reinelastisches Materialverhalten zugrundegelegt. Sie ergibt sich zu:

$$\sigma_B = \frac{3 PL}{2 DH^2}$$

2.1.4.2.5.2. Rißzähigkeit

Die Rißzähigkeit wurde an Dreipunkt-Biegeproben mit einer erodierten Kerbe durchgeführt.

Der Kerbradius betrug im Mittel 35 µm. Es ist bekannt, daß eine elektroerosive Bearbeitung zu Gefügeveränderungen in Hartmetallen führt. Eine derartige Bearbeitung ergibt jedoch, wie sich durch Vergleichsmessungen mit anderen Kerbeinbringungsverfahren zeigen läßt, brauchbare Zähigkeitswerte <169>. Durch die gezielte Kerbeinbringung ist die Spannungsüberhöhung an herstellungsbedingten Fehlern der Probe klein.

Mit den für die Versuche zur Verfügung stehenden Stäbchen bzw. Wendeschneidplatten konnten keine gültigen Abmessungen gemäß der ASTM Norm E 399-74 erzielt werden. Die ermittelten Zähigkeitswerte besitzen deshalb vergleichenden Charakter.

Es wurde ein für alle Proben einheitliches a/H-Verhältnis von 0,23 angestrebt. Die Auflagelänge betrug 14,5 mm. Der Spannungsintensitätsfaktor wurde nach

$$K_c = \frac{3 PL \sqrt{a}}{2 \cdot DH^2} \left[1,93 - 3,07 \left(\frac{a}{H}\right) + 14,53 \left(\frac{a}{H}\right)^2 - 25,11 \left(\frac{a}{H}\right)^3 + 25,80 \left(\frac{a}{H}\right)^4 \right]$$

berechnet <170>. Die Gleichung gilt für L/H=4.

2.1.4.2.5.3. Rißzähigkeit nach dem Palmqvist-Verfahren

Mechanisch induzierte Eigenspannungen beeinflussen das Ergebnis der Rißzähigkeitsmessungen erheblich <171-173>. Wegen des unterschiedlichen elastisch-plastischen Verformungsverhaltens der untersuchten Proben waren Vorversuche zur optimalen Probenoberflächenpräparation unumgänglich.

Die optimale Probenvorbereitung bestand im Entfernen der Sinterhaut im Naßvorschleif mit einer Diamantschleifscheibe von

einer Körnung von 15 μm . Es folgten Läppgänge mit Diamantpasten der Körnung 15,7,3 μm . Wegen der möglichen druckinduzierten α - γ -Umwandlung in der Bindephase wurden die WC-8FeCoNi-Proben zusätzlich mit Diamantpaste der Körnung 1 μm und Tonerde poliert. Die Läppgänge wurden auf einem Polierautomaten durchgeführt. Der Polierdruck betrug 0,02 N/mm². Die Polierzeit wurde den Proben entsprechend angepaßt. Sie betrug, bezogen auf einen Läppvorgang, zwischen einer halben für metallreiche Proben und einer Stunde für Hartmetalle und die Keramik.

Der Abtrag wurde über Härteeindrücke festgestellt. Er variiert zwischen 20 μm für Keramik, ca. 30-50 μm für Hartmetalle und ca. 80 μm für metallreiche Proben. Die so erhaltenen Oberflächen zeigen im Rahmen der Meßgenauigkeit keinen Anstieg der Rißlängensumme bei weiterem Polieren.

Zu Vergleichszwecken wurden Proben, die mit Diamantpasten verschiedener Körnung und Tonerde poliert waren, im Hochvakuum bei 850°C/2 h geglüht und langsam abgekühlt. Nach der Glühung wurde, um eine glänzende Oberfläche zu erhalten, mit Tonerde kurz nachpoliert. Nach Exner <172> führt dieses Verfahren zu einem vollständigen Abbau der Oberflächeneigenstressungen.

Die Eindrücke wurden mit einem Vickers-Diamanten mit Härteprüfer Diatestor 2RC der Firma Wolpert durchgeführt. Die Belastungszeit betrug 10 s. Wegen der beim Be- und Entlasten der Proben auftretenden Rißausbreitung wurde auf eine im Rahmen der Möglichkeiten einheitliche Versuchsdurchführung geachtet. Die Rißlängen wurden an 3-7 Eindrücken pro Laststufe unter 200-facher Vergrößerung lichtoptisch ausgemessen.

2.1.4.2.6. Druckfestigkeit

Für die Bestimmung der Druckfestigkeit wurden feinstgeschliffene Proben von 6 mm Höhe und 4 mm Durchmesser verwendet. Die Versuche wurden kraftgeregelt mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 10 kN/min gefahren. Der Versuchsaufbau geht aus Abb. 16 hervor.

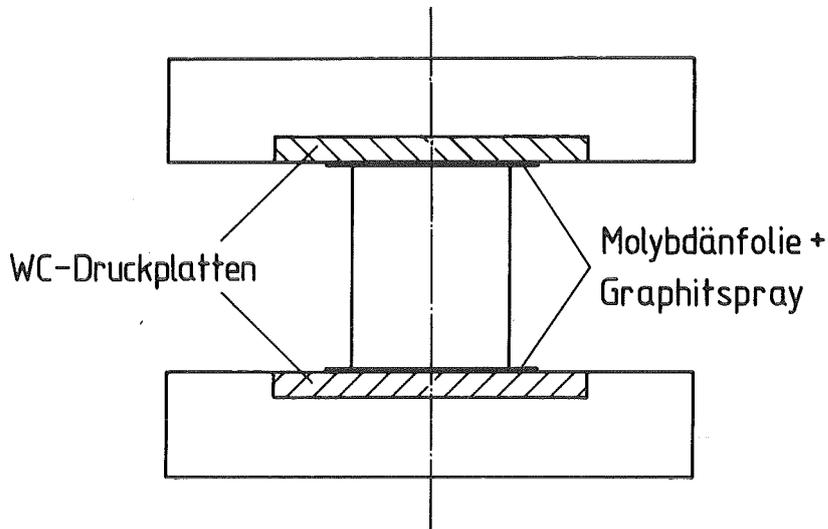


Abb. 16: Versuchsaufbau für Druckfestigkeitsversuche

Zur Verringerung der Reibung zwischen den Auflagenflächen der Probe und den Druckplatten wurden die Probestirnseiten mit Graphitspray behandelt und eine Molybdänfolie von 0,02 mm Dicke zwischen die Druckplatten und die Probe gelegt.

2.1.4.2.7. Magnetische Eigenschaften

2.1.4.2.7.1. Koerzitivkraft

Die Messung der Koerzitivfeldstärke erfolgte mit einem handelsüblichen Koerzimeter. Dazu wird eine magnetisierte Probe in eine Meßspule gebracht. Die gesuchte Koerzitivkraft ergibt sich aus dem Magnetfeld, das notwendig ist, um das der Probe zu kompensieren.

2.1.4.2.7.2. Magnetische Sättigung

Zur Messung der magnetischen Sättigung wird die Probe in eine Spule gebracht. Wird dann ein Magnetfeld erzeugt, ruft dies eine ruckartige Bewegung der Probe hervor. Die magnetische Sättigung ist bei bekannter Magnetfeldstärke, Probengewicht, geflossener Ladungsmenge und dem Widerstand des Stromkreises berechenbar. Die Messungen wurden mit einem handelsüblichen Gerät der Firma Sermag durchgeführt.

2.1.4.3. Oxidationsverhalten

Das Zunderverhalten wurde an allseitig geschliffenen Proben, deren Gewicht und Oberfläche vor Versuchsbeginn ermittelt wurde, verfolgt. Die Probenoberfläche lag zwischen 270 und 370 mm². Die Proben wurden an ruhender Luft bei 900°C auf einer Al₂O₃-Unterlage in einem Muffelofen geglüht. Die Gewichtszunahme wurde in Zeitabständen zwischen 1 und 34 h auf einer Analysenwaage bestimmt. Die Messungen erfolgten nach Abkühlung der Proben auf Raumtemperatur, d.h. nach ca. 20 min nach Herausnahme aus dem Ofen. Jede Probe wurde nur einmal verwendet.

Die Bestimmung des Oxidationsbeginns wurde mit einer Netzsch-Thermowaage STA 429 in einem Al₂O₃-Tiegel durchgeführt. Dazu wurden die Proben in ruhender Luft mit 10°C/min auf 1000°C aufgeheizt. Die Probenoberfläche betrug ca. 200 mm².

2.1.4.4. Abrasiver Verschleiß

Zur Charakterisierung des abrasiven Verschleißverhaltens wurde der Schleifradtest <47> in Anlehnung an den Test P 112 der Cemented Carbide Producers Association herangezogen. Die Probenabmessungen betragen 4,78 x 8 x 20 mm. Die Versuchsbedingungen sind in Tab. 6 zusammengefaßt. Die Wiederholgenauigkeit wurde an ausgewählten Proben überprüft. Sie betrug ± 6%.

Die Verschleißrate wurde nach der Gleichung

$$W_A = \frac{\Delta G}{N \cdot \pi \cdot \rho \cdot D_S}$$

berechnet. N= Anzahl der Schleifraddrehungen bis Versuchsende.

	Al ₂ O ₃	SiC 30	SiC 120
Korngröße des Schleifmittels (mm)	0,25-0,6	0,5-0,71	0,09-0,125
Mischungsverhältnis			
H ₂ O: Schleifmittel (g)	800:2500	750:2300	750:2300
Schleifweg (m)	686	686	686
Spez. Belastung (N/mm ²)	0,646	0,242	0,242
Schleifkornwechsel	nach drei Versuchen		
Schleifradwerkstoff	C22N	V4A	V4A
Schleifradabmessung (mm)	∅ 160-165 (*)		
Umdrehungsgeschwindigkeit (U/min)	97,2		

(*) Versuchsweise wurden auch Scheiben der Abmessung
∅ 168,0 x 9,52 mm verwendet.

Tab. 6: Versuchsbedingungen der Abrasionsuntersuchungen

2.1.4.5. Zerspanungsuntersuchungen

Mit Ausnahme der TiC-Stahl-Legierungen sind die anderen Werkstoffe aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung potentiell für die spanabhebende Bearbeitung geeignet. Das Verschleißverhalten dieser Schneidstoffe wurde in Dreh- und Fräsversuchen ermittelt.

2.1.4.5.1. Versuchseinrichtung

Als Versuchsdrehmaschine kam eine VDF-Drehbank 44S zum Einsatz. Die Maschine verfügt über eine Antriebsleistung von 30 kW, die Drehzahl ist mit einem Leonardsatz stufenlos verstellbar. Die Überprüfung der Arbeitsgenauigkeit der Drehbank wurde in Anlehnung an DIN 8605 durchgeführt. Aufgrund dieser Überprüfung ist mit einer Sollwertabweichung des Span- und Freiwinkels um $0,1^{\circ}$ in Abhängigkeit der Drehlänge zu rechnen.

Die Fräsversuche wurden auf einer Heller Horizontalfräsmaschine Typ FH 120-2 durchgeführt. Die Maschine besitzt eine Antriebsleistung von 22 kW.

2.1.4.5.2. Meßgeräte für Schnittkraft und Verschleißkenngrößen

Die Schnittkraftmeßanlage bestand aus einem piezoelektrischen 3-Komponenten Dynamometer des Typs 9257 der Fa. Kistler. In der Meßeinrichtung wird in jeder Krafrichtung eine kraftproportionale elektrische Ladung erzeugt, die in einem angeschlossenen Verstärker in eine entsprechende Spannung umgewandelt wird. Durch diese Bauform entsteht ein im Vergleich zu Dehnmeßaufnehmern außerordentlich steifer Kraftaufnehmer ($350 \text{ N}/\mu\text{m}$ in F_c bzw. $1 \text{ kN}/\mu\text{m}$ in F_p , F_f -Richtung) mit hoher Eigenfrequenz. Der Aufnehmer besitzt einen Meßbereich von 5 kN in Richtung der Vorschub- und Passivkraft bzw. 10 kN in Schnittrichtung. Der maximale Meßfehler beträgt $\pm 1\%$.

Die Meßsignale wurden mit einem Ladungsverstärker Typ 5006 verstärkt. Es wurde mit dem Standardfilter von 180 kHz gearbeitet. Dies ist gleichbedeutend mit der höchsten noch aufzeichnenbaren Frequenz am Meßverstärkerausgang. Der Verstärker wurde in Stellung "long" betrieben; d.h. die Schnittkräfte wurden quasi statisch gemessen. Die Zeitkonstante, die einen 37%igen Ladungsabfall bei belasteter Kraftmeßplattform charakterisiert, ist abhängig vom gewählten Lastbereich. Für die durchgeführten Versuche war $\tau > 10^5 \text{ s}$. Die Drift des Verstär-

kers innerhalb der Kraftmeßintervalle kann vernachlässigt werden. Die Schnittkräfte wurden mit einem Lichtpunktschreiber aufgezeichnet. Die Verschleißmarkenbreite wurde mit einem Werkstattmikroskop unter 100-facher Vergrößerung ausgemessen. Die Kolktiefe wurde mit einem Lichtschnittmikroskop bei 200-facher Vergrößerung bestimmt. Die Meßintervalle wurden den Schnittbedingungen entsprechend angepaßt. Sie lagen zwischen 1 und 7 min.

An ausgewählten Proben wurden rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt.

2.2. Versuchswerkstoffe

2.2.1. Herstellung eigener Proben

Ein Teil der untersuchten Werkstoffe wurde im Hause unter Laborbedingungen hergestellt. Die Auswahl der Zusammensetzungen geschah dabei im Hinblick auf die Substitution der in kommerziellen Proben überwiegend verwendeten Rohstoffe Wolframcarbid und Cobalt.

Für die Ansätze wurden handelsübliche Pulver verwendet. Alle Mahlvorgänge wurden unter Heptanzusatz ausgeführt. Die Hartmetallansatzherstellung wurde in 400g-Chargen vorgenommen. Als Preßzusatz diente Paraffin.

Die Pulverpresslinge wurden durch doppelseitiges Pressen mit einer hydraulischen Presse in eine für die Versuche adäquate Probenabmessung gebracht. Die Herstellungsbedingungen sind in Tab. 7 zusammengefaßt.

Probe	Mahlbedingung	Homogenisierungs- bzw. Sinterbe- dingungen	Zerkleinerung
Hartstoffe f. (Ti,Mo)C- Hartmetalle	Rollmühle 12 h	1800°C/24 h Hochvakuum	Schwingmühle Kugelmühle 16h Rollmühle 24h
(Ti,Mo)C- Hartmetalle TVN12NiMo	Rollmühle 96 h	1450°C/1 h 200 mbar Argon	-
WC8FeCoNi**	Analog (Ti,Mo)C- Spaltgas	Hartmetalle, Sinterung unter	

Tab.7: Herstellungsbedingungen eigener Werkzeugstoffe

** Für die Überlassung der Proben sei der Fa. Leder-
mann/Horb gedankt.

Als Probenunterlage für die (Ti,Mo)C- und (Ti,V,Nb)C-Hartme-
talle diente Al_2O_3 .

Die Proben wurden im Ofen abgekühlt. Um den Einfluß des isosta-
tischen Nachverdichtens auf das Verschleißverhalten zu unter-
suchen, wurden einige Proben der Serie (Ti,Mo)C und alle
(Ti,V,Nb)C-Hartmetalle bei 1300°C, 1 kbar, 1,5 h nachverdichtet.

2.2.2. Handelsübliche Proben

Um das Verschleißverhalten eigener Hartmetalle mit konventio-
nellen Schneidstoffen vergleichen zu können, wurden auch kom-
merzielle Werkstoffe miteinbezogen.

Es wurden sowohl WC-Basishartmetalle für die Guß- und Nicht-
eisenbearbeitung, als auch Schneidstoffe für die Stahlzer-

spanung ausgewählt. Der Schwerpunkt liegt in Übereinstimmung mit den Markterfordernissen bei den Schneidstoffen der Anwendungsgruppe P <140>. Besonderes Interesse fanden dabei Titan-carbidbasishartmetalle. Wegen der zunehmenden Verbreitung wurden auch neuentwickelte beschichtete Hartmetalle und eine Schneidkeramik in die Untersuchungen mit einbezogen. Das Spektrum handelsüblicher verschleißfester Werkstoffe wurde durch 5 metallreiche Legierungen unterschiedlichster Zusammensetzung abgerundet.

Die ausgesuchte Werkstoffpalette spiegelt keinen repräsentativen Querschnitt hinsichtlich der mengenmäßigen Verbreitung der einzelnen Werkstoffgruppen wieder. Sie soll jedoch das Herausarbeiten von typischen Zusammenhängen zwischen dem Verschleißverhalten und Materialkenngrößen ermöglichen.

Folgende kommerzielle Proben wurden für Zerspanungsversuche in dieser Arbeit verwendet:

WC-Basishartmetalle ISO-Zerspanungs- gruppe	TiC-Basishartmetalle ISO-Zerspanungs- gruppe	Beschichtete Hart- metalle Keramik / ISO-Zer- spanungsgruppe
WC-6-Co K10-K20	T9CoNi PO1	B1 P20-P30, M20
WC1-9Co -	T18CoNi-N -	B2 K05-K10, M10 M15, P05-P30
WC12-7Co M15-M20	T15CoNi-N P10-K01	B3 P10-P20
WC20-10Co P20-P30	T11Ni-N PO1-P10 M05 K05	B4 P20-P30
	T11CoNi-N PO1	Al ₂ O ₃ K01, PO1
	T16Ni-N -	TiC

Tab. 8a: Schneidstoffe für Zerspanungszwecke

Probe	Austenitisieren	Abschrecken	Anlassen
S 12-1-4-5	1250°C	Salzbad 530°C	Salzbad 2x1h/550°C
(*) T67FeCr	1060°C/1h	Luftabkühlung	2x2h/540°C
(*) T50FeCr			Luftabkühlung
(*) T72FeCoNiMo	850°C/4h	Luftabkühlung	8h/520°C
(*) T72NiCr	1170°C/4h	H ₂ O	Luftabkühlung 24h/540°C 16h/710°C Luftabkühlung

(*) Zur Vermeidung einer Reaktion mit der Ofenatmosphäre waren die Proben in Quarzglas unter 200 mbar Argon eingeschweißt.

Tab. 8b: Wärmebehandlung metallreicher Werkstoffe

2.2.3. Werkstücke für Zerspanversuche

Die Zerspannung von Stählen und Grauguß nimmt in der Praxis einen breiten Raum ein. Für die Versuche wurden die normalisierten Stähle CK 45 und 42 CrMo4, sowie der Grauguß GG30 für die Längsdrehversuche ausgewählt. Die tatsächliche chemische Zusammensetzung und Härte geht aus Tab. 9 hervor.

	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S(%)	HB
CK45	0,46	0,12	0,56	-	-	0,021	0,011	173+9
42CrMo4	0,39	0,32	0,65	1,01	0,16	0,018	0,014	215+14
GG30	2,96	2,36	0,52	-	-	0,16	0,084	174+9
42CrMo4*	0,43	0,38	0,8	1,37	0,2	0,024	0,04	214+10

* Für Fräsversuche

Tab. 9: Zusammensetzung der Werkstücke für Zerspanversuche

Die Rohlinge hatten die Abmessungen ϕ 200 x 600 mm. Sie wurden vor Versuchsbeginn zur Entfernung der Gußhaut vorgedreht und blieben bis zu einem Enddurchmesser von 90 mm im Einsatz.

Wegen der praktischen Bedeutung von unterbrochenen Schnitten wurden die Schneidwerkstoffe auch hinsichtlich ihres Einsatzverhaltens bei Schnittkraftunterbrechung getestet. Die Querschnitte der Werkstücke zeigt Abb. 17.

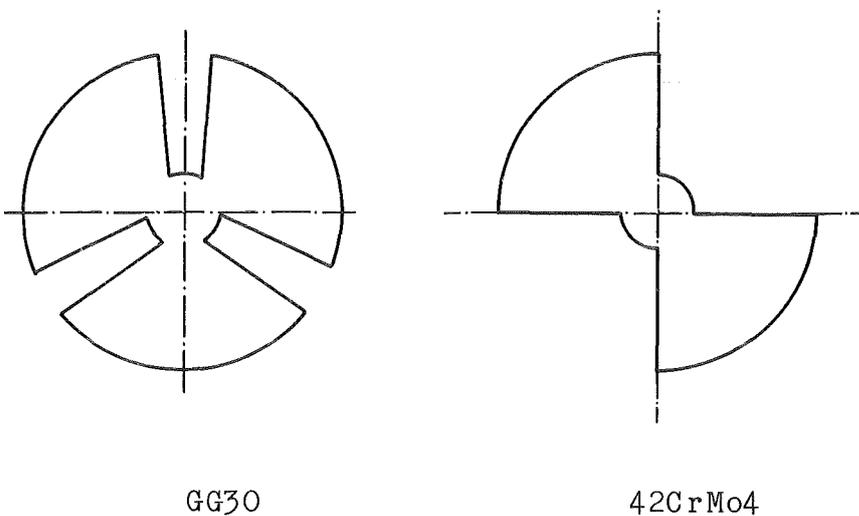


Abb.17: Querschnitte der Versuchswerkstoffe für Drehversuche im unterbrochenen Schnitt

Für die Fräsversuche wurden Rohlinge von 800 mm Länge verwendet.

Die Gefügebildungen der Werkstückstoffe sind in den Abbn. 18a-d dargestellt.

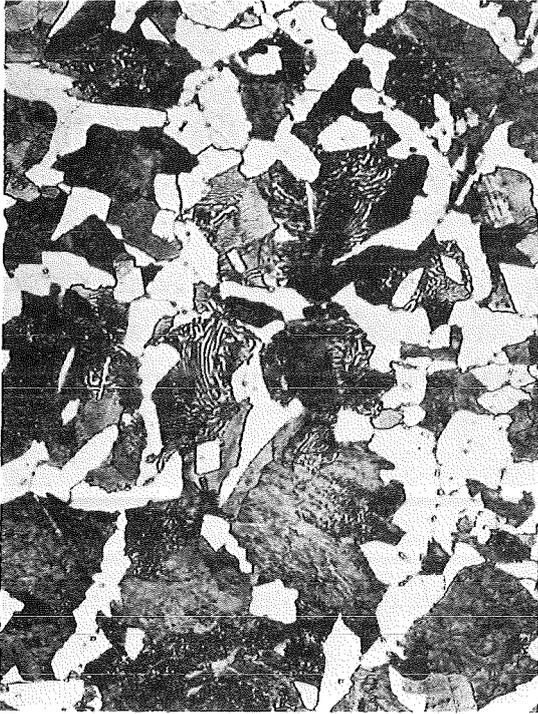


Abb. 18a: CK 45N 200x



Abb. 18b: 42 CrMo 4 200 x

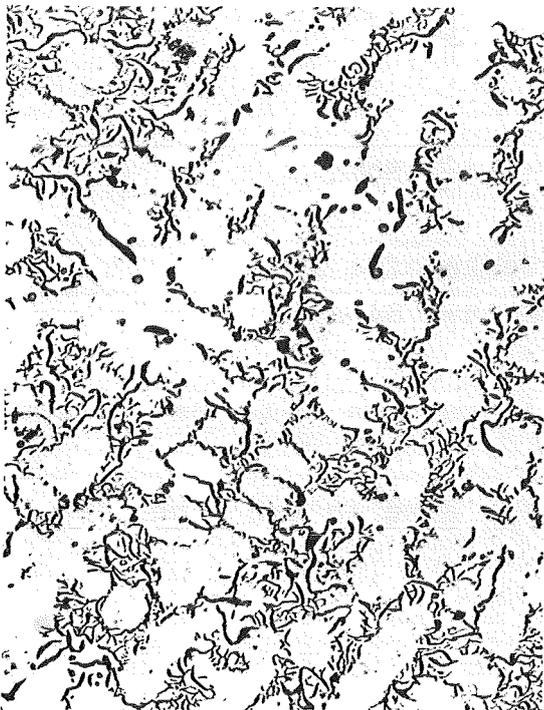


Abb. 18c: GG 30 100x



Abb. 18d: 42 CrMo4 100x
(für Fräsversuche)

Abb. 18: Gefügebildungen der Werkstückstoffe

2.2.4. Schneidstoffgeometrie und Schnittbedingungen

Drehversuche

Für die Drehversuche wurden handelsübliche Schneidplatten der Form SNGN 120408 und SPGN 120308, Schneidkantenradius $15 \mu\text{m}$ eingesetzt. Die Schneidkeramik besaß eine Schutzfase $0,1 \text{ mm} \times 20^\circ$. Es wurde Wert darauf gelegt, daß alle Plättchen aus einer Pulvermischung stammen.

Die Plättchen aus eigener Herstellung wiesen eine Rauhtiefe von $4,8 \mu\text{m}$ auf und lagen damit über der kommerzieller Wendschneidplatten ($R_t \sim 1,4 \mu\text{m}$). Die Zerspanbedingungen sind in Tab. 10 zusammengestellt.

	negative Geometrie	positive Geometrie
Einstell- und Werkzeug- winkel	Halter 71 HCN 2525 R $\gamma = -6^\circ$ $\lambda = 0^\circ$ $\alpha = 6^\circ$ $\kappa = 71^\circ$ $\epsilon = 90^\circ$	Halter 71 HDP $\gamma = 6^\circ$ $\lambda = 0^\circ$ $\alpha = 11^\circ$ $\kappa = 71^\circ$ $\epsilon = 90^\circ$
Vorschub und Schnitttiefe $a_p \cdot f$	$1,0 \times 0,2 \text{ mm}^2$ $1,0 \times 0,4 \text{ mm}^2$ $2,0 \times 0,2 \text{ mm}^2$	$1,0 \times 0,2 \text{ mm}^2$ $2,0 \times 0,2 \text{ mm}^2$

Tab. 10: Zerspanbedingungen für Drehversuche

Die Versuchsparameter entsprechen den Bedingungen für das Schlichten von Werkstücken. Bei der Wahl der Schneidgeometrie und der Zerspanbedingungen ging es nicht um die Erzielung optimaler Standzeiten, sondern um gleiche Zerspanungsbedingungen für alle Schneidstoffe.

Die Versuche wurden trocken und ohne wirksamen Einsatz eines Spanbrechers durchgeführt. Die erzielte Oberflächengüte der zerspannten Werkstoffe wurde qualitativ beurteilt.

Der Verschleiß von Schneidstoffen unterliegt einer statistischen Streuung <174>. Zur genauen Ermittlung der Standzeitkurven wurde deshalb aus den Schneidstoffgruppen ein typischer Vertreter herausgesucht und dessen T-v-Kurve mit 3-5 Meßpunkten bestimmt. Diese Vorgehensweise deckt sich mit der Aufstellung der Infos-Datenbank <175>. Die anderen Standzeitkurven geben eine qualitative Einschätzung des Leistungspotentials dieser Schneidstoffe wieder.

Fräsversuche

Für die Einzahnfräsversuche wurden Platten des Typs SNGN 120408 mit einer Fase $0,1 \text{ mm} \times 20^\circ$ verwendet. Es wurde ein Messerkopf $\phi 120 \text{ mm}$ eingesetzt. Die Schnittbedingungen waren:

$$\begin{array}{ll}
 \kappa & = 75^\circ & f_z & = 0,08 \text{ mm bzw. } 0,2 \text{ mm} \\
 \gamma_x & = -8^\circ & a_p & = 3 \text{ mm} \\
 \gamma_y & = -7^\circ & a_e & = 60 \text{ mm} \\
 \lambda & = -4^\circ 40' & v_c & = 180 \text{ m/min bzw. } 3000 \text{ /min}
 \end{array}$$

Es wurde ohne Kühlmittel gearbeitet. Der Verschleiß wurde nach jeweils 800 mm Fräsweg bestimmt.

3. Ergebnisse

3.1. Chemische Zusammensetzung

Die nominelle und tatsächliche chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe ist in den Tab. 11 a-c und Tab. 12 a,b dargestellt. Auf den Kohlenstoffgehalt der Legierungen wurde besonders geachtet, da die Stöchiometrie der Carbide und der Lösungszustand der Metallphase die Eigenschaften der verschleißfesten Werkstoffe wesentlich beeinflußt.

Bei den konventionellen Titancarbidhartmetallen können drei Gruppen unterschieden werden:

- (1) Hartmetalle, die, bis auf Spuren, weder Cobalt noch Stickstoff enthalten.
- (2) Hartmetalle, deren Bindephase Cobalt zugesetzt wurde, und die keinen Stickstoff enthalten.
- (3) Hartmetalle, deren Hartstoffphase Stickstoff enthält, und deren Binder Cobalt zugesetzt wurde.

Unter den untersuchten Titanbasishartmetallen waren Legierungen der letztgenannten Gruppe am häufigsten vertreten. Aufgrund der chemischen Zusammensetzung ist bei den Hartmetallen T18CoNi-N, T11CoNi-N, T11Ni-N, T15CoNi-N und T16Ni-N spinodale Entmischung zu erwarten $\langle 101 \rangle$.

Die Hartstoffphasen dieser Hartmetallgruppe enthalten neben Molybdän auch Wolfram und/oder Tantal in unterschiedlichen Mengen. Auch in Bezug auf den Molybdängehalt (Molybdän wird überwiegend im Hartstoff gebunden) gibt es beträchtliche Abweichungen. Die Bindephase spinodaler Hartmetalle besteht aus einer Ni-Co-Mo(Ti)-C bzw. Ni-Mo(Ti)-C-Legierung mit unterschiedlichem Ni/Co-Verhältnis.

Probe	WC	(Ti, Ta, Nb)C	Co	Gew. %
WC-6Co	94	-	6	
WC8FeCoNi (mart.)	92,5	-	7,5	Fe, Co, Ni
WC8FeCoNi (aust.)	92,5	-	7,5	Fe, Co, Ni
WC-12Co	88	-	12	
WC1-6Co	93,5	0,5	6	
WC1-9Co	90,8	0,7	8,5	
WC2-4Co	94,5	2	3,5	
WC8-6Co	85,5	8,5	6	
WC12-7Co	81	12	7	
WC20-10Co	70	20	10	
B1 (*)	94	-	6	
B2 (*)	-	-	-	
B3 (*)	71,5	8TiC 12 (Ta, Nb)C	8,5	
B4 (*)	-	-	-	

(*) Substrat

Tab. 11a: Nominelle Zusammensetzung

Probe	Hartstoffzusammensetzung	Binderzusammensetzung Gew. %
2T1M	$(\text{Ti}_{0,67} \text{Mo}_{0,33})\text{C}_{0,87}$	13 Ni
1T1M	$(\text{Ti}_{0,50} \text{Mo}_{0,50})\text{C}_{0,87}$	13 Ni
1T2M	$(\text{Ti}_{0,33} \text{Mo}_{0,67})\text{C}_{0,83}$	13 Ni
TVN12NiMo	$(\text{Ti}_{0,33} \text{V}_{0,33} \text{Nb}_{0,34})\text{C}$	12(.75Ni.25Mo)

Tab. 11b: Nominelle Zusammensetzung eigener $(\text{Ti, Mo})\text{C}_{1-x}$ -Ni
und $(\text{Ti, V, Nb})\text{C}$ -Ni, Mo-Hartmetalle

Probe	Hartstoff- phase	Binderphasenzusammensetzung Gew. %												
		C	W	Mo	Cr	V	Cu	Al	Nb	Ni	Fe	Co	Ti	B
T67FeCr	33 TiC	0,65	-	3,0	14,0	0,5	0,8	-	-	0,4	Rest	-	-	-
T50FeCr	50 TiC	0,65	-	3,0	14,0	0,5	0,8	-	-	0,4	Rest	-	-	-
T72FeCoNiMo	28 TiC	-	-	15,0	-	-	0,5	-	-	15,0	Rest	15,0	0,2	0,002
T72NiCr	28 TiC	-	-	2,0	18,0	-	-	1,0	0,5	Rest	-	-	2,0	-
S-12-1-4-5	--	1,3	12,0	1,0	4,0	4	-	-	-	-	Rest	5,0	-	-

Tab. 11c: Nominelle Zusammensetzung metallreicher Werkstoffe

Proben	C	N	O Gew. %
WC6Co	5,63	-	-
WC8FeCoNi (mart.)	5,63	0,05	0,01
WC8FeCoNi (aust.)	5,60	0,03	0,01
WC12Co	5,47	-	-
WC1-6Co	5,65	-	-
WC1-9Co	5,70	0,03	0,02
WC2-4Co	5,77	-	-
WC8-6Co	6,20	-	-
WC12-7Co	5,95	-	-
WC20-10Co	6,15	-	-
B1 (*)	5,57	-	-
B2 (*)	5,73	-	-
B3 (*)	6,60	-	-
B4 (*)	6,61	-	-
2T1M	12,05	0,03	0,03
2T1M/H	10,15	-	-
1T1M	9,49	0,04	0,11
1T1M/H	9,37	-	-
1T2M	8,80	0,01	0,01
1T2M/H	-	-	-
TVN12NiMo/H	-	-	-
T67FeCr	6,96	-	-
T50FeCr	9,99	-	-
F72FeCoNiMo	3,86	-	-
F72NiCr	5,32	-	-
S12-1-4-5	1,52	0,03	0,015

(*) Substrat

Tab. 12a: Istzusammensetzung der Nichtmetallkomponente

Probe	Ti	W	Ta	Mo	Ni	Co	C	N	O Gew.
T13Ni	59,9	4,9	-	9,2	12,0	0,5	13,9	0,4	-
T9CoNi	62,5	2,1	-	9,7	7,4	2,1	15,5	0,07	1,5
T18CoNi-N	37,1	17,95	8,1	7,5	5,5	12,3	8,1	3,4	0,06
T15CoNi-N	38,8	13,5	10,7	9,3	4,9	9,7	8,9	3,3	1,01
T11Ni-N	47,2	1,2	-	25,9	12,6	0,2	11,6	2,5	0,16
T11CoNi-N	54,2	10,2	-	9,9	6,0	5,0	10,7	4,0	-
T16Ni-N	41,1	3,6	4,6	20,3	16,4	0,3	9,9	2,5	0,35

Tab. 12b: Istzusammensetzung der Titancarbidbasishartmetalle

Die Gesamtzusammensetzung der Hartmetalle stimmt in wesentlichen Punkten mit den Herstellerangaben überein. Es konnten jedoch zusätzliche, am Legierungsaufbau beteiligte Elemente nachgewiesen werden, die sowohl die mechanischen, als auch die Gebrauchseigenschaften dieser Hartmetallgruppe beeinflussen können.

3.2. Phasenzusammensetzung

Die röntgenographischen Untersuchungen liefern Aufschluß über die Anzahl der Phasen und den Lösungszustand der Binderphase. Mit den vorhandenen Geräten ist es möglich, Phasenanteile ab ca. 1,0 Gew. % zu erfassen.

Die Proben WC6Co, WC1-6Co bestanden röntgenographisch aus Wolframcarbid und Cobalt. Der geringe Mischcarbidanteil in WC1-9Co lag unter der Nachweisgrenze. In den Proben WC2-4Co, WC8-6Co, WC12-7Co, WC20-10Co kann neben WC und Co ein kubischer (W Ti, Ta, Nb)C-Mischkristall nachgewiesen werden.

Sowohl die TiC-NiMo als auch die (Ti, Mo) (C, N)-Hartmetalle sind röntgenographisch zweiphasig. Der Befund läßt sich durch das Kristallisationsverhalten erklären. Die titan- und molybdänreichen Phasen haben nur eine geringfügig voneinander abweichende Gitterkonstante, was sich im Röntgenfilm durch eine Verbreiterung der Gitterreflexe des Hartstoffs äußert. Die Angaben in der Tabelle 13 entsprechen den durchschnittlichen Gitterkonstanten beider Phasen. Wegen der geringfügigen Abweichung in der Gitterkonstante entstehen an den Phasengrenzen nur geringfügige Spannungen. Dies ist für das Festigkeitsverhalten dieser Werkstoffgruppe wichtig.

Probe	Hartstoffphase(Å)		MK	Binde- phase (Å)
	WC			
WC6Co	a=2,901	c=2,836		a=2,255
WC8FeCoNi(mart.)	2,899	2,835		a=2,868 kfz
WC8FeCoNi(aust.)	2,904	2,828		a=3,609
WC12Co	2,901	2,835		2,255
WC1-6Co	2,902	2,835		2,255
WC1-9Co	2,901	2,836		2,255
WC2-4Co	2,901	2,835	4,336	2,255
WC8-6Co	2,899	2,836	4,327	2,255
WC12-7Co	2,902	2,836	4,351	3,255
WC20-10Co	2,901	2,836	4,354	3,255
T13Ni			4,315	3,552
T9CoNi			4,316	3,542
TVN12NiMo-H			4,305	3,535
T18CoNi-N			4,293	3,589
T15CoNi-N			4,306	3,579
T11Ni-N			4,321	3,681
T11CoNi-N			4 290	3,578
T16Ni-N			4,311	3,586
2T1M			4,318	3,593
1T1M			4,293	3 593
1T2M			4,291	3,558
B1 (*)	2,899	2,838		3,255
B2 (*)	2,898	2,834	4,347	3,255
B3 (*)	2,903	2,838	4 353	3,255
B4 (*)	2,902	2,837	4,353	3,255
Al ₂ O ₃ -TiC	α-Al ₂ O ₃	4,757	12,990	TiC 4,317

(*) Substrat

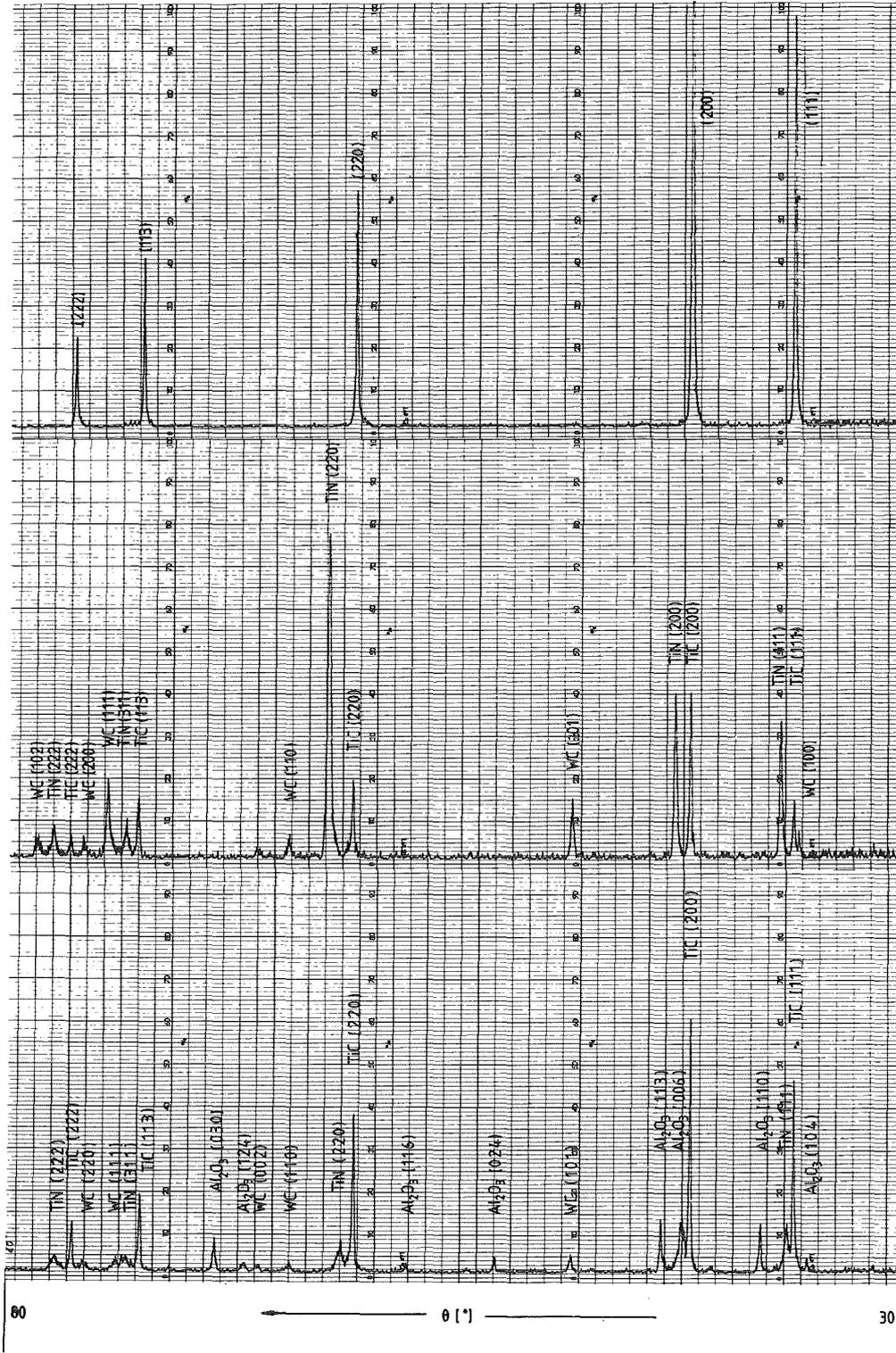
Tab. 13: Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchungen

Der Binder besteht aus einer Ni,Mo,Co(Ti)- bzw. Ni,Mo(Ti)-Legierung, deren Gitterkonstante durch den Gehalt an gelösten Atomen bestimmt wird. Die Gitterkonstante nimmt mit zunehmender Unterstöchiometrie des Hartstoffs ab. Mit abnehmendem Kohlenstoff in der Binderphase nimmt der gelöste Molybdängehalt im Binder zu.

Nach Herstellerangaben weist die Bindephase des T18CoNi-N Ausscheidungen von γ' -Phase auf. Der Anteil des Binders dieser Legierung ist jedoch gering. Die Ausscheidungen waren röntgenographisch nicht nachweisbar.

Wegen der begrenzten Eindringtiefe der Röntgenstrahlung und der filternden Wirkung der Hartstoffschicht ist eine eventuell vorhandene Entkohlungszone zwischen Substrat und Beschichtung mittels Diffraktion nicht erkennbar.

Die Abb. 19 a,b geben die Diffraktometeraufnahmen der Hartstoffschichten wieder. Die Abweichungen in der Intensität der Beugungsreflexe von den in der ASTM-Datei gespeicherten Werten ist deutlich erkennbar. Der kristallographische Aufbau der Hartstoffschichten hat Bedeutung für das Festigkeitsverhalten und die Gebrauchseigenschaften beschichteter Hartmetalle.



TiC

B1

B2

Abb. 19a: Diffraktometerschriebe der beschichteten Hartmetalle B1 und B2



B3

B4

TiN

Abb. 19b: Diffraktometerschriebe der beschichteten Hartmetalle B3 und B4

Probe	Zusammensetzung
WC-6Co	WC-6Co
WC8FeCoNi (mart.)	WC-7,5Fe,Co,Ni
WC8FeCoNi (aust.)	WC-7,5Fe,Co,Ni
WC12Co	WC-12Co
WC1-6Co	WC-0,5(Ti,Ta,Nb)C-8Co
WC1-9Co	WC-07,(Ti,Ta,Nb)C-8,5Co
WC2-4Co	WC-2(Ti,Ta,Nb)C-3,5Co
WC8-6Co	WC-7,5(Ti,Ta,Nb)C-6Co
WC12-7Co	WC-12(Ti,Ta,Nb)C-7Co
WC20-10Co	WC-20(Ti,Ta,Nb)C-10Co
T13Ni	$(Ti_{0,85}W_{0,08}Mo_{0,07})(C_{0,98}N_{0,02})_{0,81-12,5Ni}$
T9CoNi	$(Ti_{0,69}W_{0,09}Mo_{0,22})(C_{0,89}O_{0,11})_{0,98-9,4Ni,Co}$
TVN12NiMo/H	$(Ti_{0,33}V_{0,33}Nb_{0,33})C-12Ni$
T18CoNi-N	$(Ti_{0,77}Ta_{0,05}W_{0,1}Mo_{0,08})(C_{0,75}N_{0,25})_{0,96-17,8Ni,Co}$
T15CoNi-N	$(Ti_{0,78}Ta_{0,06}W_{0,07}Mo_{0,09})(C_{0,75}N_{0,25})_{0,96-14,6Ni,Co}$
T11Ni-N	$(Ti_{0,46}W_{0,04}Mo_{0,5})(C_{0,79}N_{0,21})_{0,91-12,9Ni}$
T16Ni-N	$(Ti_{0,78}Ta_{0,02}W_{0,02}Mo_{0,18})(C_{0,82}N_{0,18})_{0,87-16,7Ni}$
2T1M	$(Ti_{0,67}Mo_{0,33})C_{1-x}-13Ni$
2T1M/H	$(Ti_{0,67}Mo_{0,33})C_{1-x}-13Ni$
1T1M	$(Ti_{0,50}Mo_{0,50})C_{1-x}-13Ni$
1T1M/H	$(Ti_{0,50}Mo_{0,50})C_{1-x}-13Ni$
1T2M	$(Ti_{0,33}Mo_{0,67})C_{1-x}-13Ni$
B1 (Substrat)	WC-6Co
B2 (Substrat)	WC-5,7Co
B3 (Substrat)	WC-8TiC-12(Ta,Nb)C-8,5Co
B4 (Substrat)	WC-16(Ti,Ta,Nb)C-9Co
Al ₂ O ₃ -TiC	33TiC-67Al ₂ O ₃
T67FeCr	33TiC-0,65C-Cr-Stahl
T50FeCr	50TiC-0,65C-Cr-Stahl
T72FeCoNiMo	28TiC-15Ni-Stahl
T72NiCr	28TiC-18Cr-Stahl
S12-1-4-5	W,Cr-Stahl

3.3. Gefügecharakterisierung

3.3.1. Schliffflächen

Die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen sind in der Tab.14 zusammengefaßt. Die angegebenen mittleren Carbidskorngrößen sind geschätzte Mittelwerte. Die marktüblichen Hartmetalle weisen feinkörnige Gefüge auf. Die Legierung WC1-9Co ist zu den Feinstkornsorten zu zählen. Die (Ti,Mo)C-Hartmetalle aus eigener Fertigung weisen die größten Carbidskorngrößen unter den hier untersuchten Werkstoffen auf. Die Abb. 21 und 22 zeigen typische lichtmikroskopische Gefügebildungen der untersuchten Werkstoffe, die das Wesentliche im Gefügebau hervorheben.

Kommerzielle, unbeschichtete Hartmetallproben

Die Binderverteilung aller kommerziellen Werkstoffe ist gleichmäßig. Die vorhandene Porosität ist gleichmäßig über den Probenquerschnitt verteilt. Die Gefüge der WC-Basishartmetalle enthalten keine schädliche η -Phase.

Die Abb. 21b zeigt ein typisches WC(Ti,Ta,Nb)C-Co Hartmetall für die Stahlzerspannung. Die runden, dunklen Mischcarbidskörner nehmen hier ca. 50 Vol.% ein. Der Binder ist als helle dispergente Phase neben den eckigen Wolframcarbidskörnern kaum zu erkennen.

Abb. 23a zeigt die Gefügebildungen eines konventionellen Titan-carbidbasishartmetalls. Deutlich zu erkennen sind die hellen Titancarbidkörner, die von einer grauen, molybdänreichen Zone umgeben sind. Die Breite dieser Zone ist mitbestimmend für die Festigkeit dieser Hartmetalle.

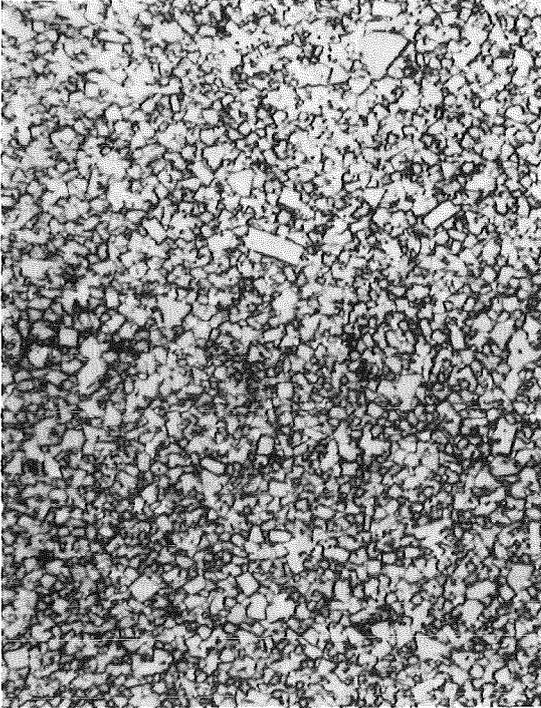


Abb. 20a: WC-6Co

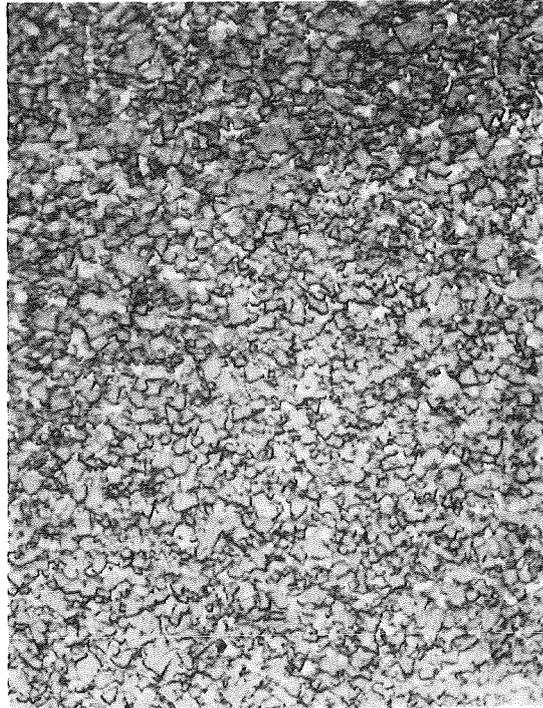


Abb. 20b: WC-8FeCoNi (aust.)

Abb. 20: Gefügebildungen der WC-Basishartmetalle 1250 x

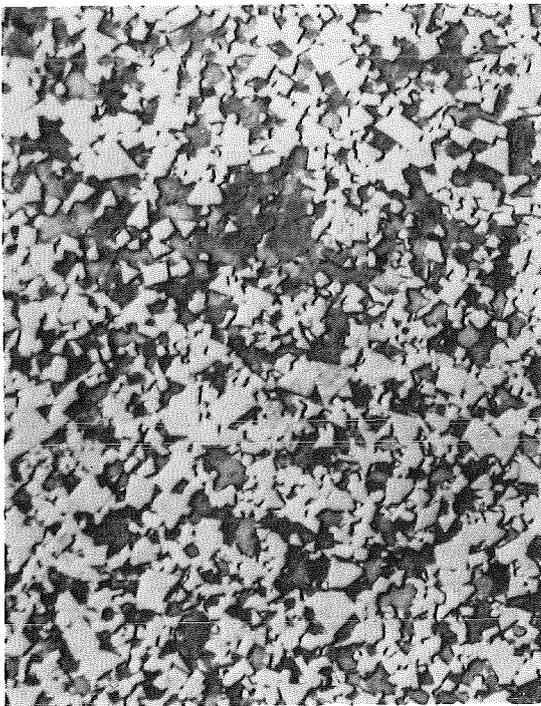


Abb. 21a: WC12-7Co

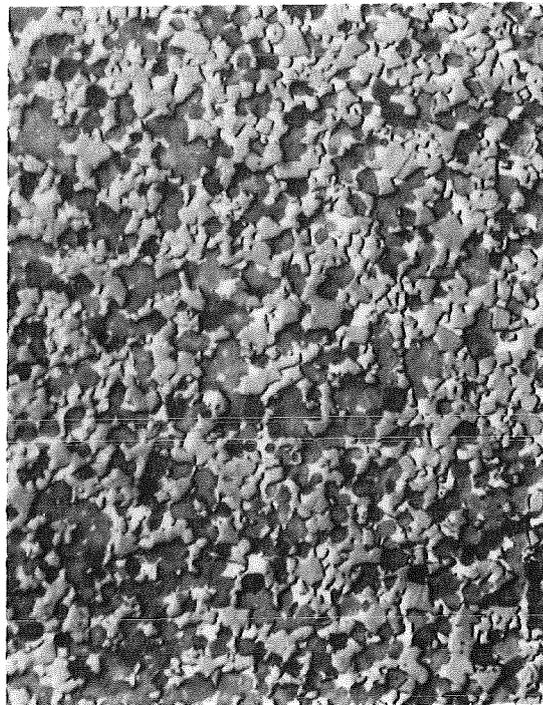


Abb. 21b: WC20(Ti,Ta,Nb)C-10Co

Abb. 21: Gefügebildungen der WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle 1250x

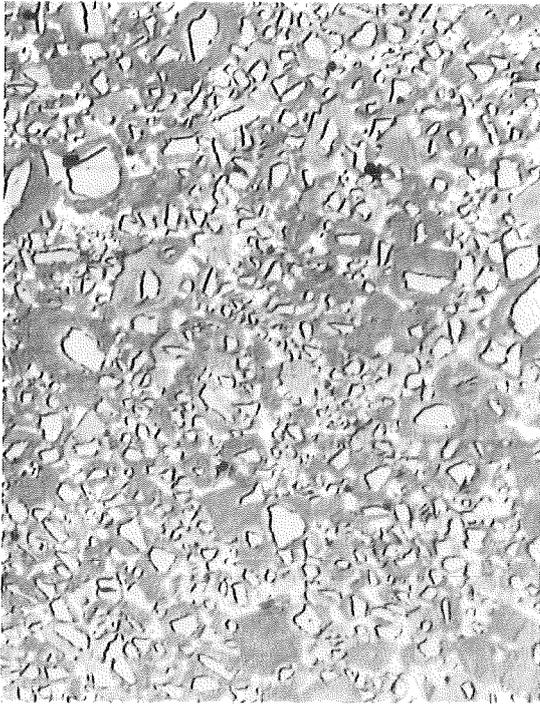


Abb. 22a: T9CoNi

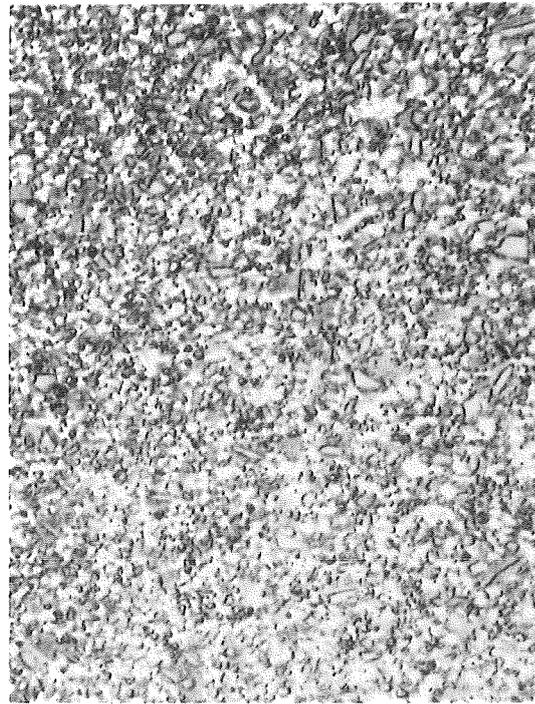


Abb. 22b: T18CoNi-N

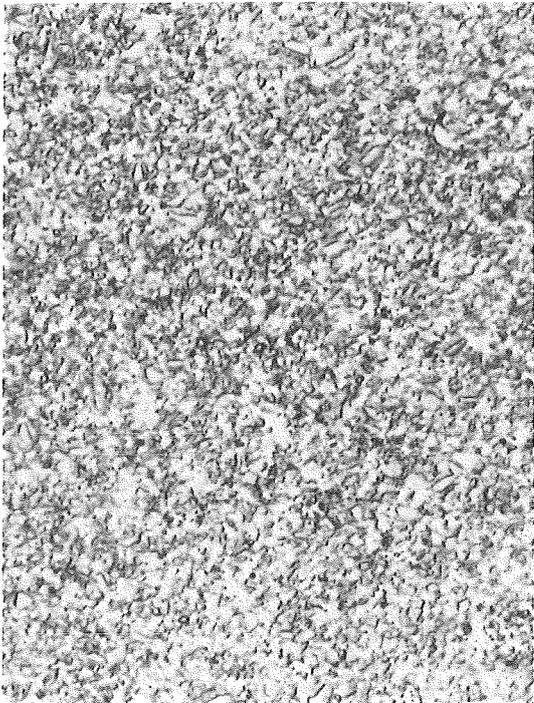


Abb. 22c: T15CoNi-N

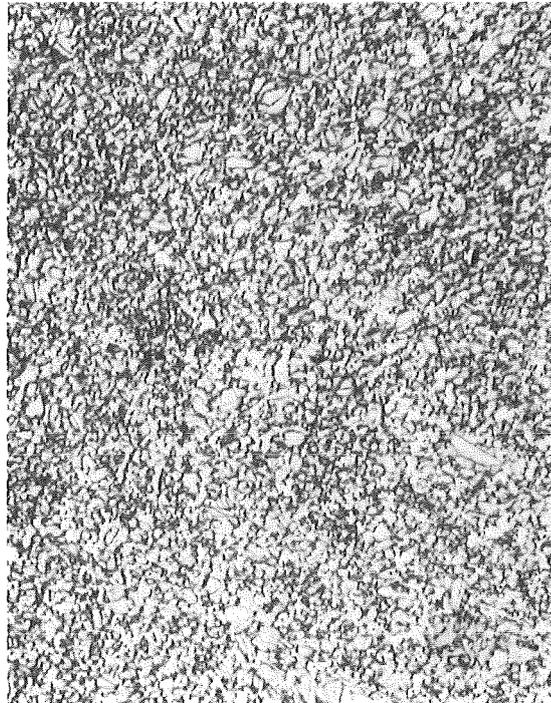


Abb. 22d: T16Ni-N

Abb. 22: Gefügebilder der Titanbasishartmetalle 1250x

Probe	Korngröße (μm)		Porosität nach ISO 4505	
	WC bzw. TiC	Misch- kristall		
WC6Co	1		A02	<B02
WC8FeCoNi (mart.)	1-2		A02	B02/B04
WC8FeCoNi (aust.)	1-2		A04/A06	<B02
WC12Co	2-3		A02	<B02
WC1-6Co	1-2		A02/A04	B00
WC1-9Co	<<1		A00	<Bog
WC2-4Co	1-2		A02	<B02
WC8-6Co	1-2	1-2	A02	<B02
WC12-7Co	2-4	2-4	A06	<B02
WC20-10Co	2-3	1-2	A02/A04	<B02
T13Ni	2-4	3-8	A02	B00
T9CoNi	TiC3-6	3-12	A04/A06	B02
TVN12NiMo	(Ti, V, Nb)C, (Ti, V)C1-2		A02	B02
T18CoNi-N	1-2	1-2	A02	B02
T15CoNi-N	<1	1-2	A02	<B02
T11Ni-N	<1	1-2	A02	B02
T11CoNi-N	<1	1-2	A02	<B02
T16Ni-N	TiC<1-2	1-2	<A02	B02
2T1M	3-6		A04	B06
2T1M/H	3-6		A04	B02
1T1M	3-6		A02/A04	B02
1T1M/H	3-6		A02/A04	B02
1T2M	3-6		<A02	<B02
1T2M/H	3-6		<A02	<B02
Al ₂ O ₃ -TiC	TiC1-3	Al ₂ O ₃ <1	A04/A06	B02/B04
B1 (*)	1		A06	B02
B2 (*)	2-4	1-2	A02	<B02
B3 (*)	2-4	1-2	A02/A04	B02
B4 (*)	1-2	1-2	A02/A04	B00

(*) Substrat

Tab. 14: Carbidkorngröße und Porosität der untersuchten Werkstoffe

Die stickstoffhaltigen Hartmetalle (Abb. 22b-d) zeichnen sich durch ihre außerordentliche Feinkörnigkeit aus. Sie erklärt sich aus dem spinodalen (plötzlichen) Zerfall eines Ti-Mo-C-N-Mischkristalls während der Sinterung. Das Gefüge besteht aus einer titan-/stickstoffreichen Phase mit geringem Anteil an Molybdän und Kohlenstoff, sowie einer molybdän- und kohlenstoffreichen Phase, die nur wenig Stickstoff und Titan enthält. Bei den spinodalen Hartmetallen T18CoNi-N und T16Ni-N fanden sich zudem noch eine geringe Anzahl nicht vollständig gelöster Nitridkörner im Gefüge. Das Sinterverhalten dieser Hartmetallgruppe wird durch die molybdänreiche Phase beeinflusst. Porenanteil und -größe waren geringer als bei konventionellen TiC-Basishartmetallen.

Eigene Hartmetalle

Die Abbildungen 23 a,b zeigen die Gefügebilder der (Ti,Mo)C-Hartmetalle. Sie besitzen verhältnismäßig grobe Carbiddkörner. Die Kornform ist überwiegend eckig. Die Binderschichtdicke ist recht breit. Es können zahlreiche Carbid-Carbid-Korngrenzen festgestellt werden, die für das Festigkeitsverhalten von Bedeutung sind. Die Proben waren frei von Binderansammlungen.

Die Nachverdichtung der (Ti,Mo)C-Hartmetalle führte zu einem geringen Kornwachstum. Die Binderverteilung blieb unverändert.

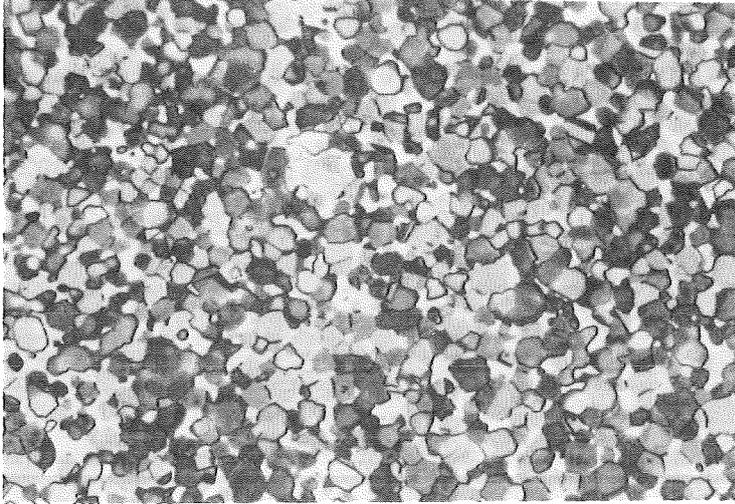


Abb. 23a:
1T2M

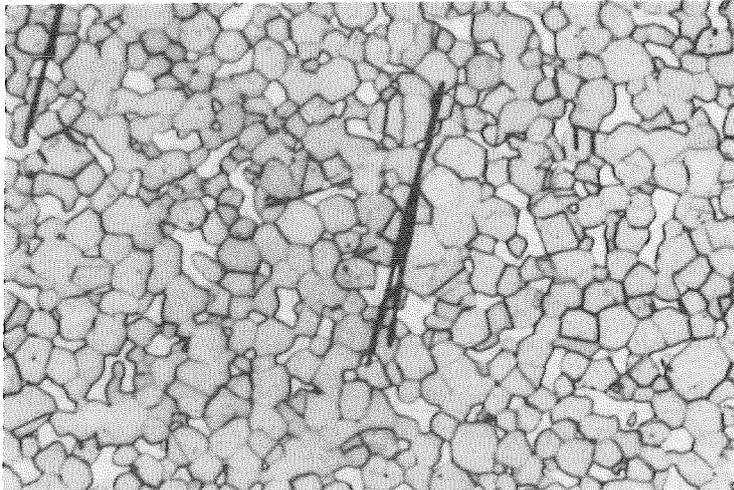


Abb. 23b:
1T2M/H

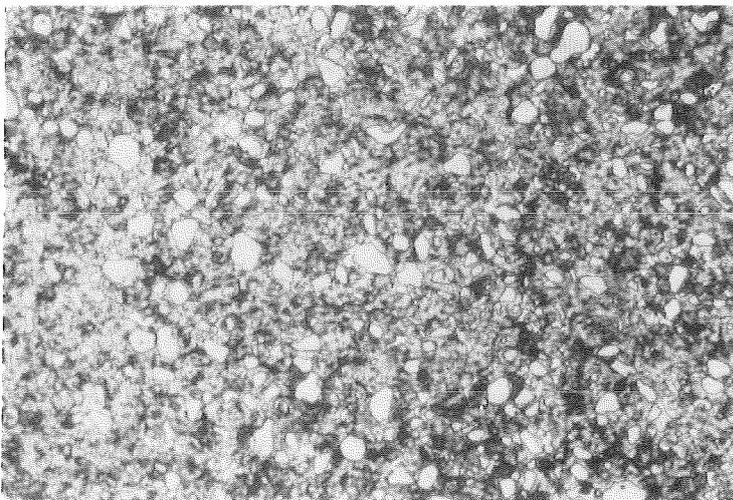


Abb. 23c:
TVN12NiMo/H

Abb. 23: Gefügebilder $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C-Ni}$ und $(\text{Ti}, \text{V}, \text{Nb})\text{C-Ni}, \text{Mo}$ -
Versuchslegierungen 1250 x

Durch den Kohlenstoffverlust entstanden geringe Ausscheidungen von $-MoC_{1-x}$, die im Gefügebild als lange, schwarze Nadeln sichtbar sind. Abb. 23c zeigt das Gefüge des TVN12NiMo/H. Der Volumenanteil der hellen TiC-reichen Körner liegt bei ca. 15% während der (Ti V,Nb)C-Mischkristall den größten Flächenanteil besitzt. Die TiC-reichen Körner weisen nicht mehr die typisch runde Form auf.

Beschichtete Hartmetalle

Bei den mittels CVD-Verfahren beschichteten Hartmetallen (Abb. 24 a-c) (Tab. 15) ist eine mehr oder minder stark ausgeprägte -Phasenschicht zu erkennen. Der Schichtaufbau der einzelnen Hartmetalle weicht deutlich sichtbar voneinander ab. Die Porosität der Hartstoffschichten ist unterschiedlich. Bei einigen Hartmetallen ist ein Netzwerk von Rissen in einigen Schichten deutlich wahrnehmbar.

Probe	Zusammensetzung der Schicht	Dicke μm
B1	TiC	4,9
	TiN	7,3
B2	TiC	2,7
	Ti(C N)	3,4
	$TiC_{1-x}O_x$	0,5
	Al_2O_3	1,7
B3	Ti(C O,N)	6,5
B4	Ti(C N)	4,75
	TiN	0,5

Tab. 15: Zusammensetzung und Dicke verschleißfester Oberflächenschichten

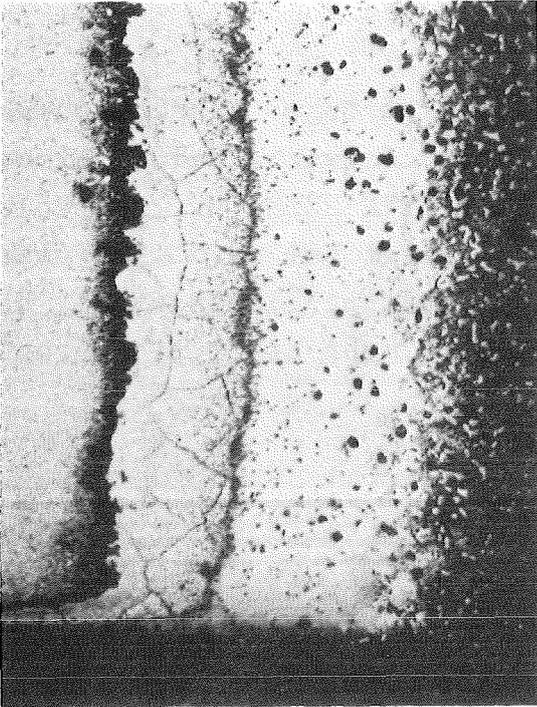


Abb. 24a:
Beschichtetes Hartmetall B1

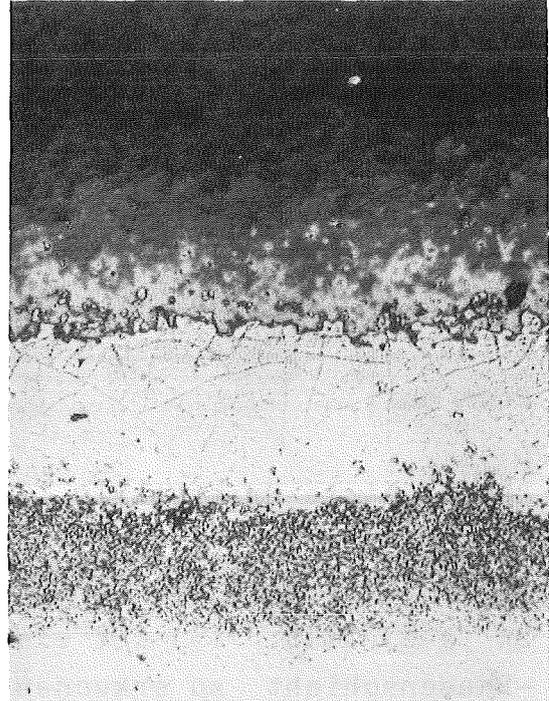


Abb. 24b:
Beschichtetes Hartmetall B2

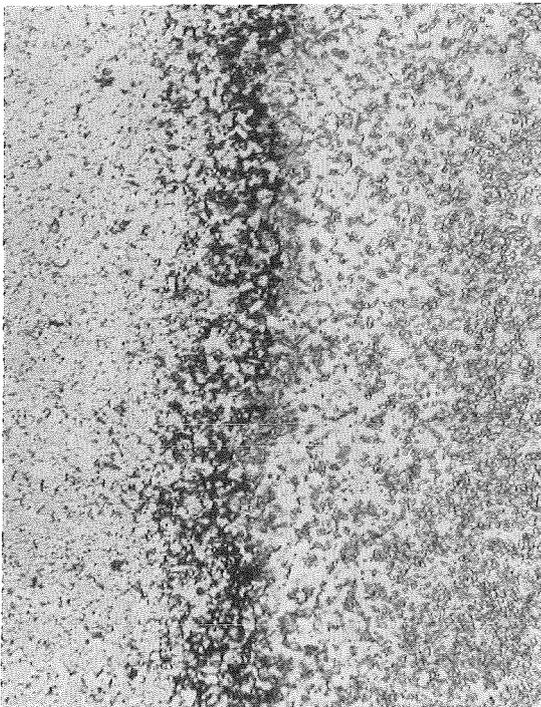


Abb. 24c:
Beschichtetes Hartmetall B3

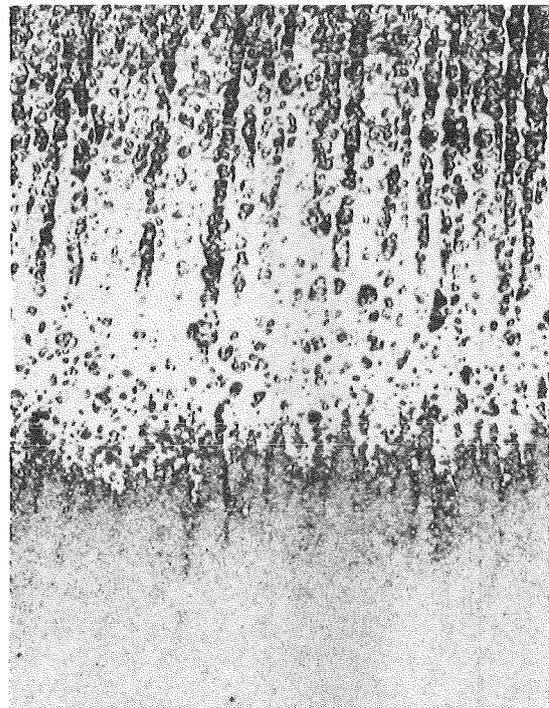


Abb. 24d:
Beschichtetes Hartmetall B4

Abb. 24: Gefügebau beschichteter Hartmetalle (geätzt)

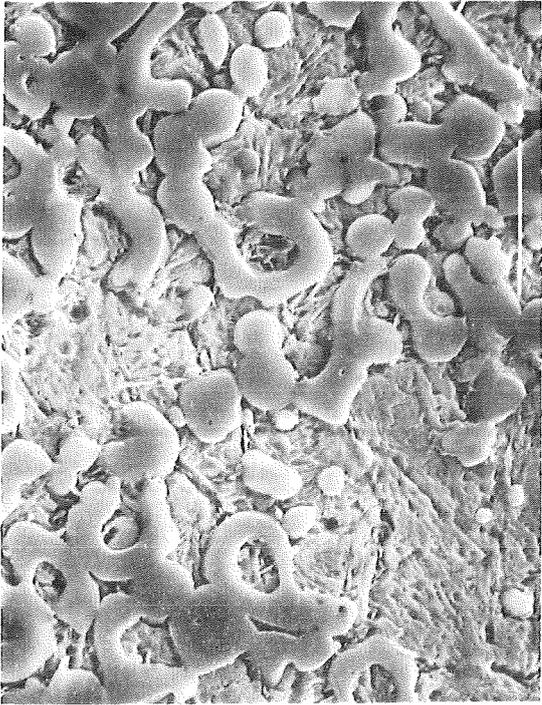


Abb. 25a: T67FeCr 2000 x

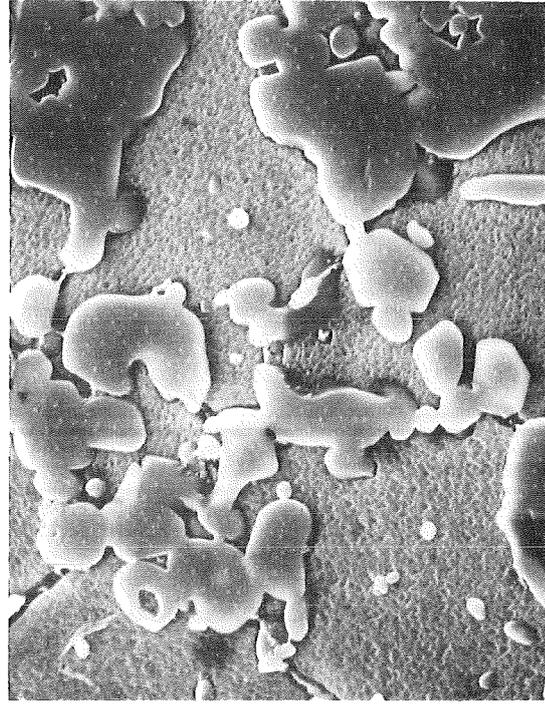


Abb. 25b: T72NiCr 3000x

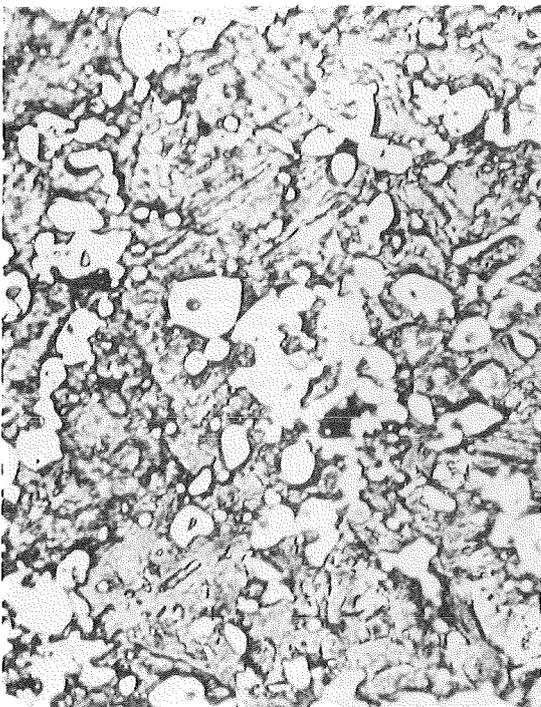


Abb. 25c: T 72FeCoNiMo 1000x

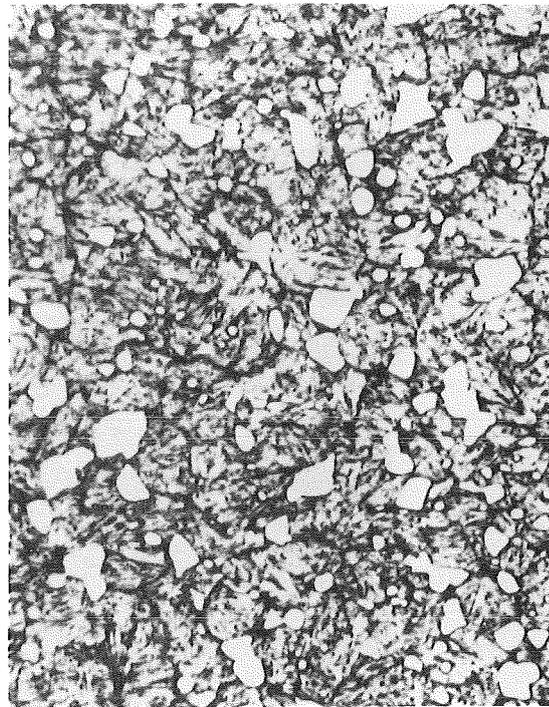


Abb. 25d: S 12-1-4-5 1250x

Abb. 25: Gefügebilder der metallreichen Legierungen

Metallreiche Legierungen und Schneidkeramik

Die untersuchten TiC-Basiswerkstoffe haben ca. 30-80 Vol.-% Carbidgehalt. Es sind z.T. Carbidansammlungen sichtbar. Die Carbide haben durchweg runde Kornform. Die Korngröße der Sekundärcarbide liegt bei 1-2 μm , die der primären bei 5-11 μm . Bei den FeCr-Sorten fällt die feine Martensitstruktur auf. Die Austensitkorngröße liegt bei 9 μm (Abb. 25a-c).

Beim pulvermetallurgisch erzeugten Schnellarbeitsstahl S12-1-4-5 ist eine homogene Carbidverteilung sichtbar. Die Carbidkorngröße ist uniform. Die Austenitgröße liegt bei 5-8 μm . Die gehärtete Metallphase besitzt feine Martensitlatten (Abb. 25d).

Bei der Schneidkeramik (Abb. 26) nimmt die helle Phase (TiC) ca. 40% des Flächenanteils im Gefügebild ein. Die Korngröße des Titancarbids liegt bei ca. 2 μm . Bemerkenswert ist auch der hohe Feinkornanteil. Die Carbidkörner besitzen eine kantige Kornform. Auch die Al_2O_3 -Körner weisen eine sehr kleine Korngröße auf.

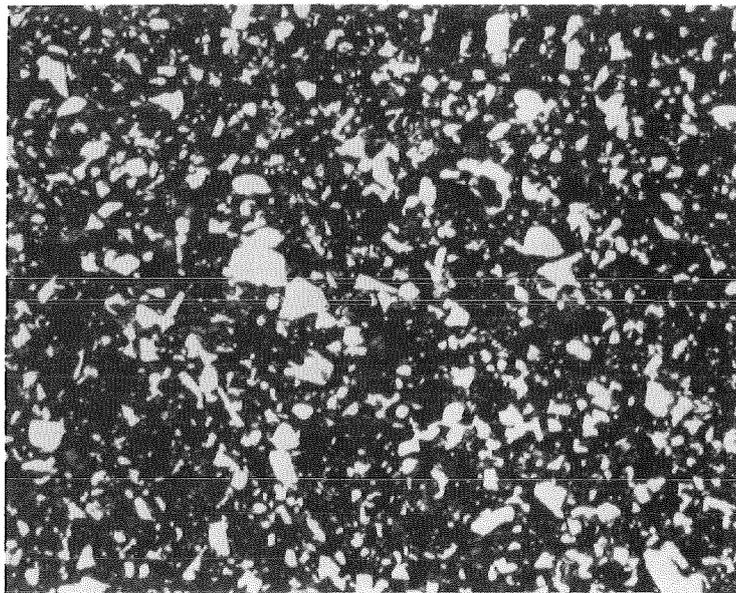


Abb. 26: Gefügebild der Schneidkeramik 1400 x

3.3.2. Bruchflächen

Die elektronenmikroskopischen Aufnahmen von Biegebruchstäbchen zeigen die Bruchbilder typischer verschleißfester Werkstoffe. Das Rißausbreitungsverhalten kann als materialspezifisch angesehen werden. Die Bruchaufnahmen können für die Beurteilung des Verformungsverhaltens und der gezielten Verbesserung der Werkstoffe einen wichtigen Beitrag leisten. Die Bruchfläche der untersuchten WC-C-Co-Hartmetalle zeigen signifikante Unterschiede, wie in den Abb. 27 a-d zu sehen ist.

Die WC-Co und WC-Fe,Co,Ni-Hartmetalle zeigen überwiegend interkristallines Bruchverhalten. In der Bruchaufnahme der WC-6Co-Legierung (Abb. 27a) ist aber auch der Spaltbruch großer Wolframcarbidkörner deutlich zu erkennen. Dagegen erfolgt beim WC12-7Co (Abb. 27d) die Rißausbreitung bevorzugt durch Mischkristalle und grobe WC-Körner.

Bei den (Ti,Mo)C-Hartmetallen ist die Rißausbreitung vorwiegend transkristallin. Beim Hartmetall T9CoNi überwiegt der transkristalline Bruchanteil. Spinodale Hartmetalle besitzen einen hohen Feinkornanteil. Legierungen dieser Zusammensetzung neigen zu interkristalliner Rißausbreitung. Die Abb. 27g zeigt aber auch den Spaltbruch großer Körner.

Die Punktanalysen ergeben, daß die Rißausbreitung bei der Legierung TVN12NiMo/H vorwiegend durch die (Ti,V,Nb)C-Körner und entlang TiC-(Ti,V,Nb)C-Korngrenzen erfolgt. Bei der Keramik ist nur in wenigen großen TiC-Körnern eine Spaltung feststellbar. Die sehr feinkörnige Al_2O_3 -Phase ist hier deutlich zu erkennen (Abb. 28).

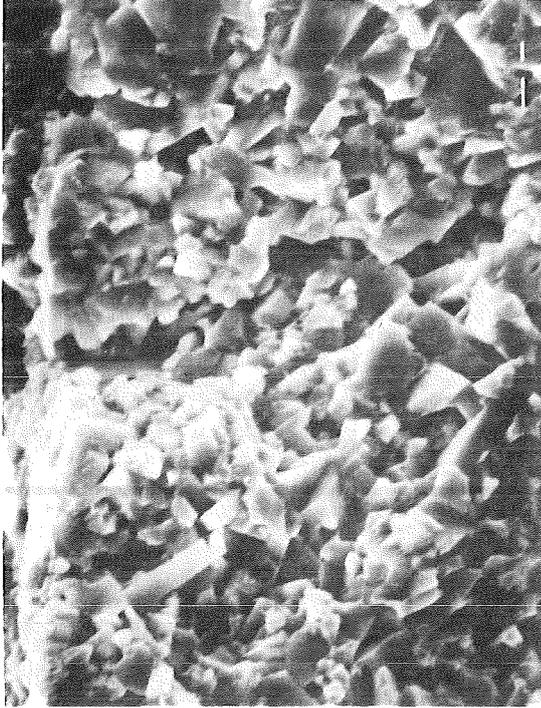


Abb. 27a: WC-6Co

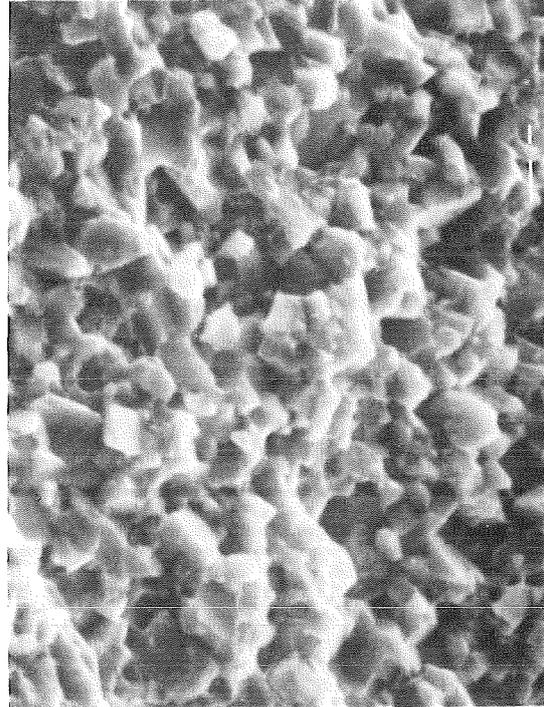


Abb. 27b: WC-8FeCoNi (mart.)

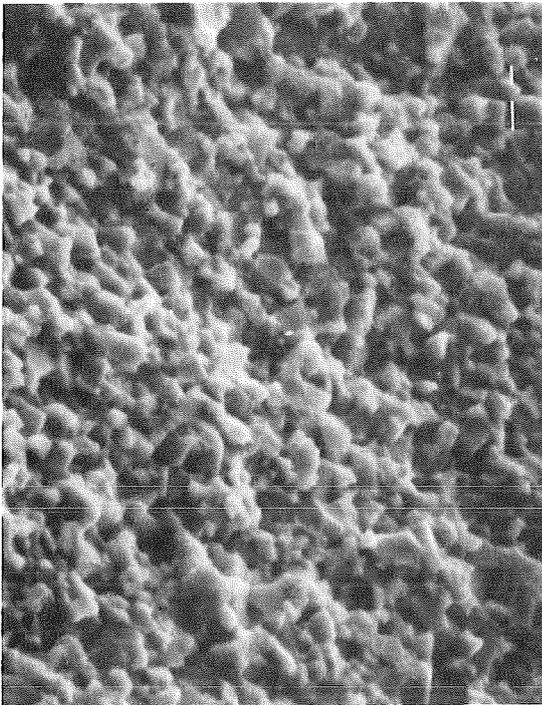


Abb. 27c: WC-8FeCoNi (aust.)



Abb. 27d: WC12-7Co

Abb. 27: Bruchflächenaufnahmen unbeschichteter Hartmetalle
3000 x

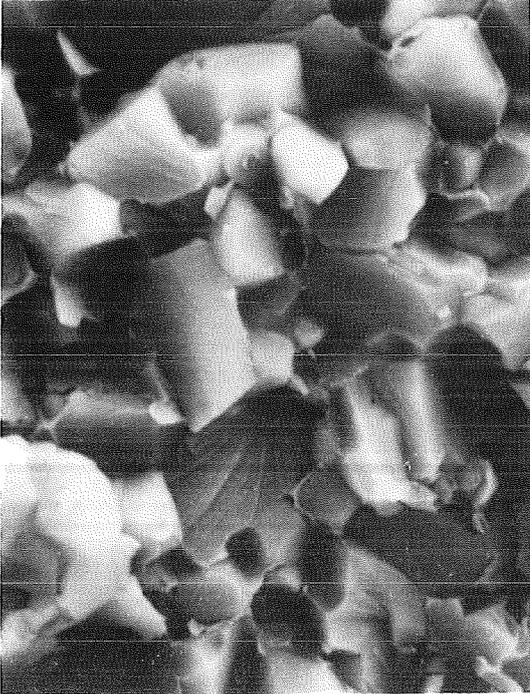


Abb. 27e: T9CoNi 5000x

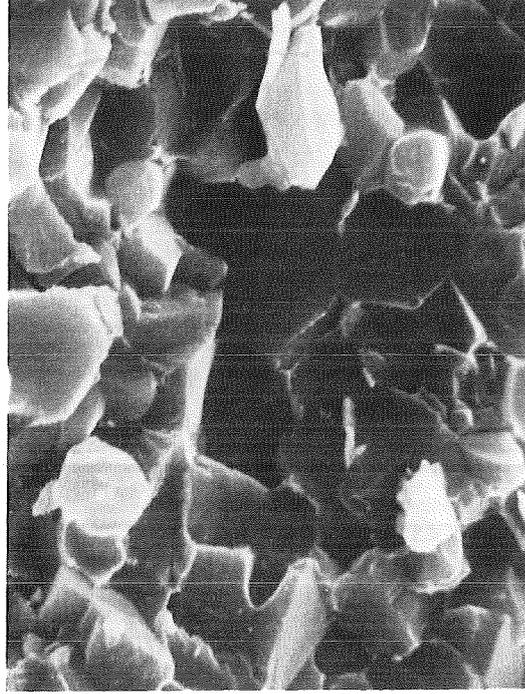


Abb. 27f: 2T1M 3000x



Abb. 27g: T11Ni-N 3000x

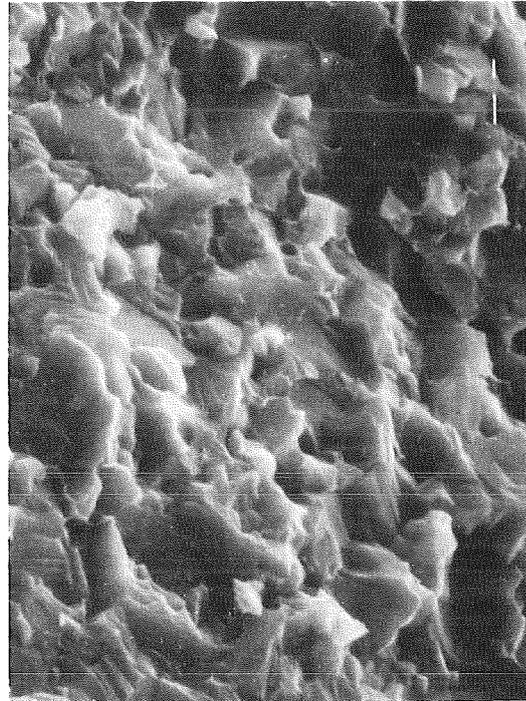


Abb. 27h: TVN12NiMo/H 3000x

Abb.27: Bruchflächenaufnahmen unbeschichteter Hartmetalle

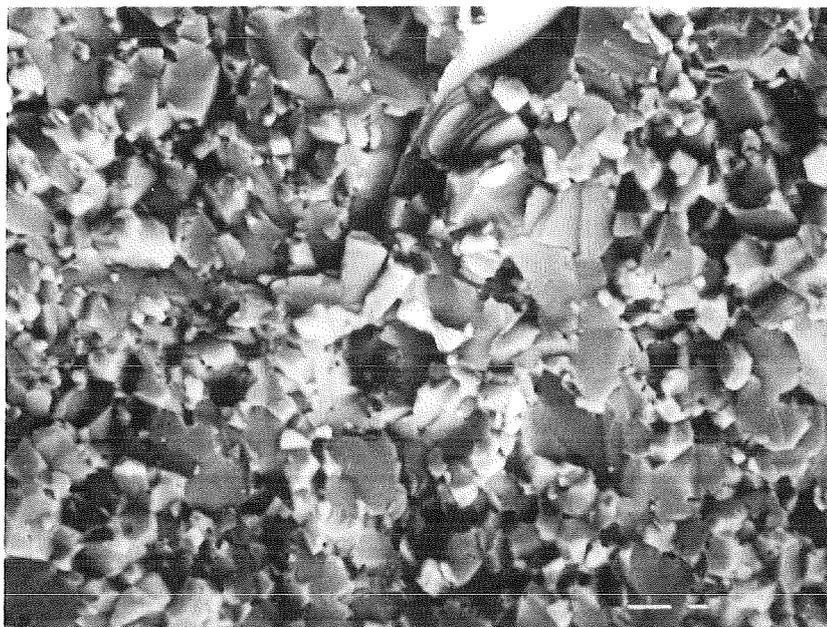


Abb. 28: Bruchflächenaufnahme der Keramik 5000x

Die Bilder 29 a-e verdeutlichen den Schichtaufbau und das Bruchverhalten unbeschichteter Hartmetalle. Bei den Hartmetallen B1, B2 und B3 erfolgte die Hartstoffabscheidung aus der Gasphase. Die Hartstoffschicht von B4 wurde auf physikalischem Weg aufgebracht.

Die Bruchbilder der beschichteten Hartmetalle lassen Schichtaufbau und -struktur gut erkennen. Bei B1 ist ein zweilagiger Aufbau erkennbar. Die TiC-Schicht wird in Richtung der Probenoberfläche gröber.

Beim B2 ist ein dreilagiger Hartstoffaufbau erkennbar. Auf dem Substrat ist eine sehr feinkörnige Titancarbidsschicht aufgebracht, die in eine grobkörnigere Titancarbonitridschicht übergeht. Die äußere Aluminiumoxidschicht ist feinkörnig. B3 besitzt eine sehr feinkörnige TiC-Schicht. Das Bruchverhalten des Grundmaterials ist bis auf einen geringen Anteil interkristallin.

Die Hartstoffschicht des B4 hat im Bruchbild ein fast glasartiges Aussehen.

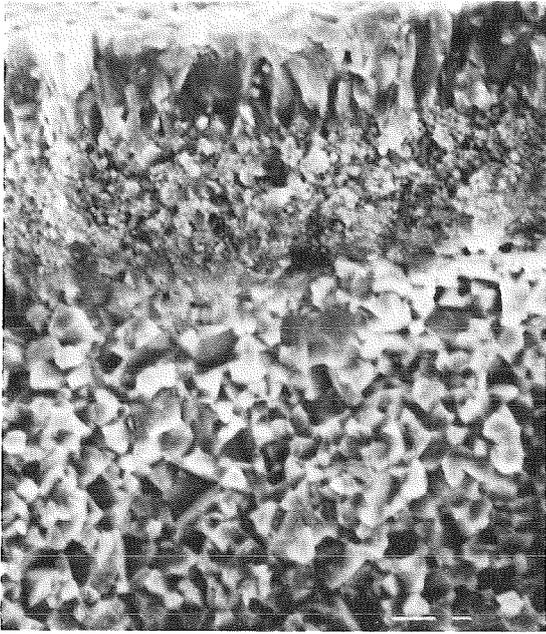


Abb. 29a: Hartmetall B1 5000x Abb. 29b: Hartmetall B2 8000x

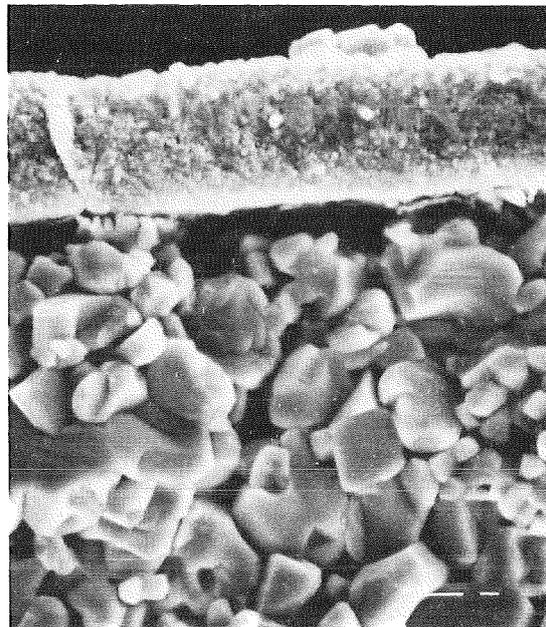
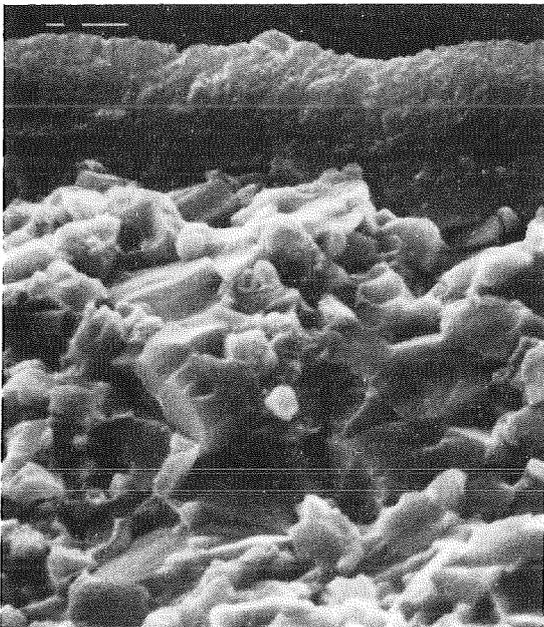


Abb 29c: Hartmetall B3
5000x ungeätzt

Abb. 29d: Hartmetall B3
5000x geätzt

Abb. 29: Bruchflächenaufnahmen beschichteter Hartmetalle

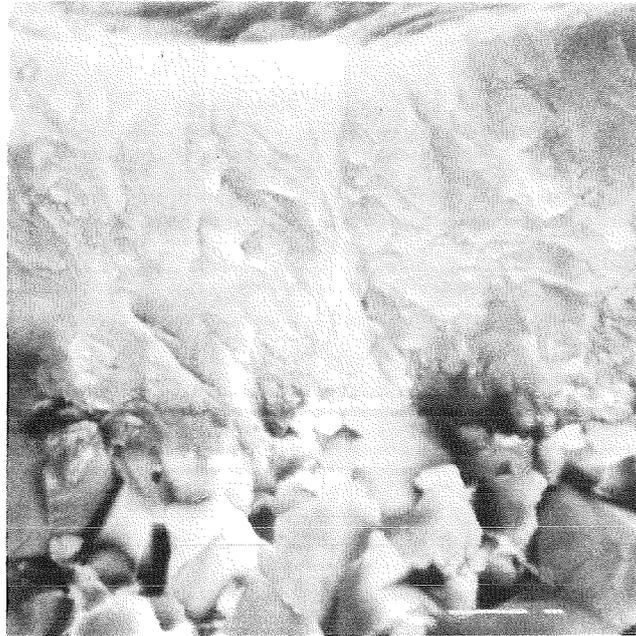


Abb. 29e: Hartmetall B4 10000x

Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen ermöglichen eine qualitative Beurteilung des Aufbaus und der Struktur abgeschiedener Hartstoffschichten. Eine genaue Erfassung aller Phasen ist jedoch nicht möglich. Eventuell vorhandene Risse und Porosität innerhalb der Schichten kann auf diese Weise nicht festgestellt werden. Die Bruchflächenaufnahmen beschichteter Hartmetalle liefern einen wichtigen Beitrag für das Verständnis ihres Anwendungsverhaltens. Schichtaufbau und Gefüge der Hartstoffschichten stehen in engem Zusammenhang mit dem Einsatzgebiet und dem Leistungsverhalten.

Die Abbn. 30 a-d zeigen die Bruchbilder metallreicher Werkstoffe. Bei allen titancarbidhaltigen Werkstoffen ist der Spaltbruch der Carbide sichtbar. Insbesondere große Körner zeigen Mikrorißbildung. Der Binder weist bei allen drei Proben Grübchenbildung auf, was auf eine hohe plastische Verformung schließen läßt. Im Gegensatz dazu zeigt Schnellstahl nur vereinzelt transkristalline Rißausbreitung.

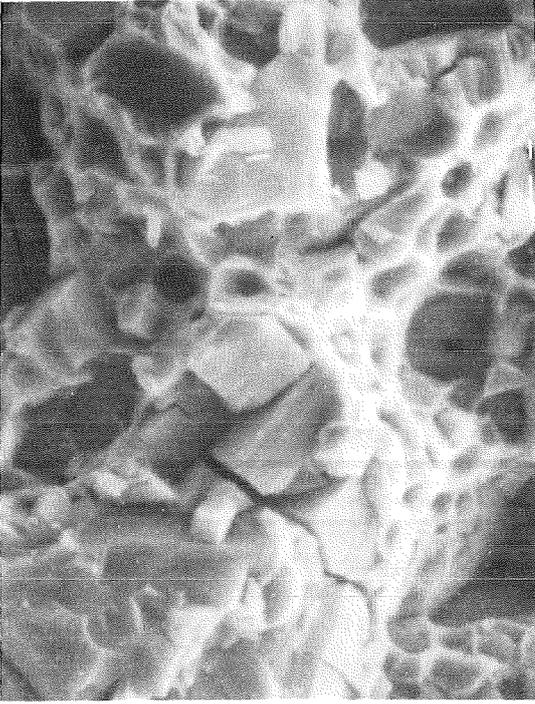


Abb. 30a: T67FeCr 5000x

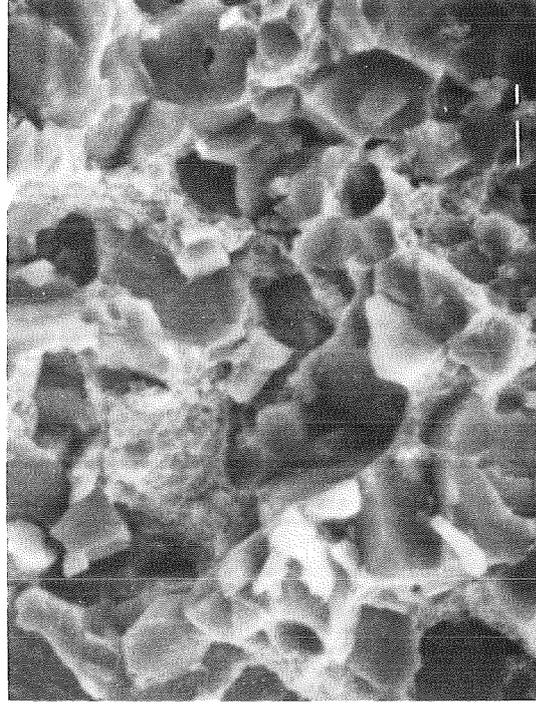


Abb. 30b: T72FeCoNiMo 5000x



Abb. 30c: T72NiCr 5000x



Abb 30d: S 12-1-4-5 2000x

Abb. 30: Bruchflächenbilder metallreicher Werkstoffe

3.3.3. Mikrobereichsanalytische Untersuchungen

Die mikrobereichsanalytischen Untersuchungen wurden an ausgewählten Proben durchgeführt. Die Ergebnisse der quantitativen Messungen sind in den Abbildungen 31a,b dargestellt. Die Beschichtung des B3 besteht aus unterstöchiometrischem Titancarbooxinitrid. Der Sauerstoff ist gleichmäßig in der Schicht verteilt. Die Probe weist am Übergang vom Substrat zur Beschichtung eine Co-Anreicherung auf.

Die Augeruntersuchungen zeigen, daß der Schichtaufbau des Hartmetalls B4 zweilagig ist. Wegen ihrer geringen Dicke entzieht sich die TiC-Schicht der lichtmikroskopischen Betrachtung. Das Metall/Nichtmetall-Verhältnis des Carbonitrids liegt, wie beim B3, bei 1:0,8, während es in der TiN-Schicht zwischen 0,86 bis 1 liegt. Das heißt, daß an der Probenoberfläche stöchiometrisches Titannitrid vorliegt. Am Übergang Substrat-Beschichtung ist eine Cobaltverarmung zu beobachten.

Abb. 32 zeigt die Röntgenverteilungsbilder der TVN 12NiMo/H-Legierung. Man erkennt, daß Titan im Gefüge ungleichmäßig verteilt ist. Auch Vanadin und Niob sind nicht vollkommen homogen verteilt. Dagegen liefert das Molybdänverteilungsbild keinen Hinweis auf Konzentrationsunterschiede.

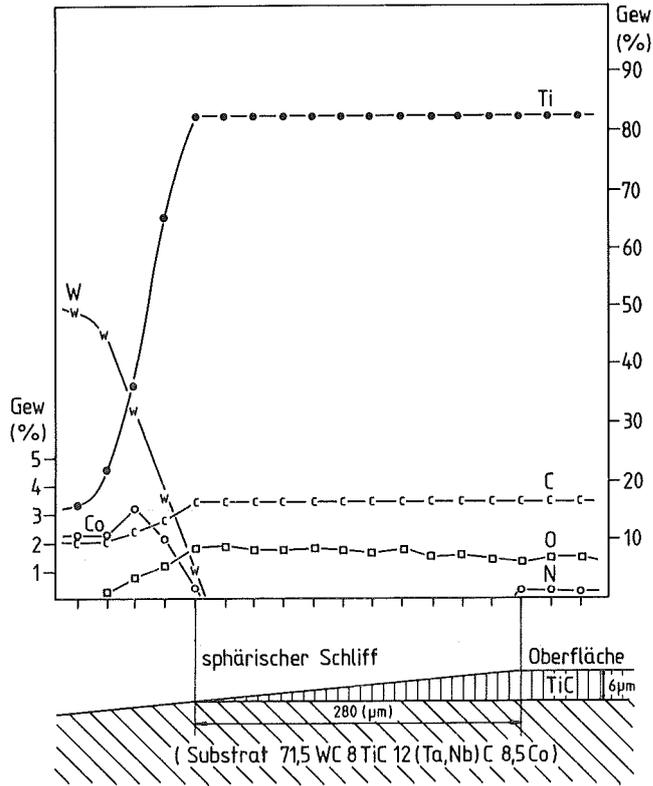


Abb. 31a: Augerelementverteilung des Hartmetalls B3

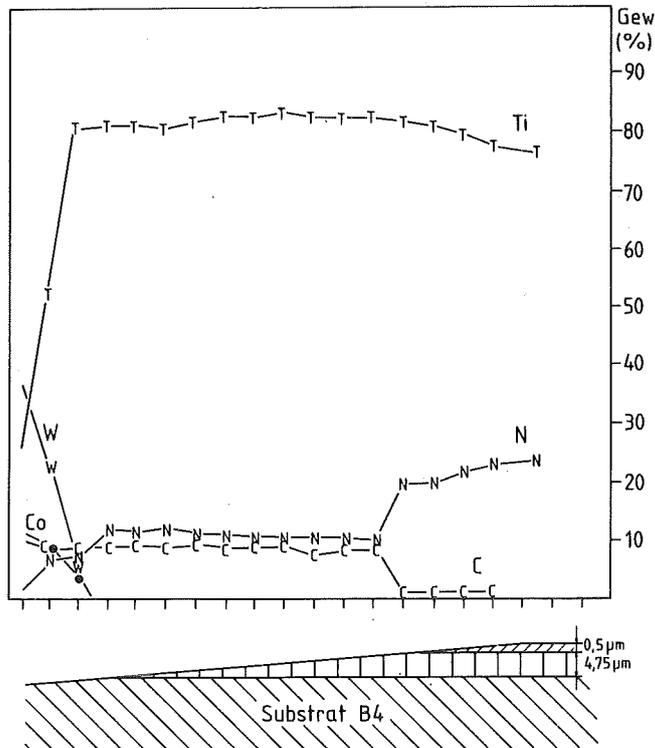
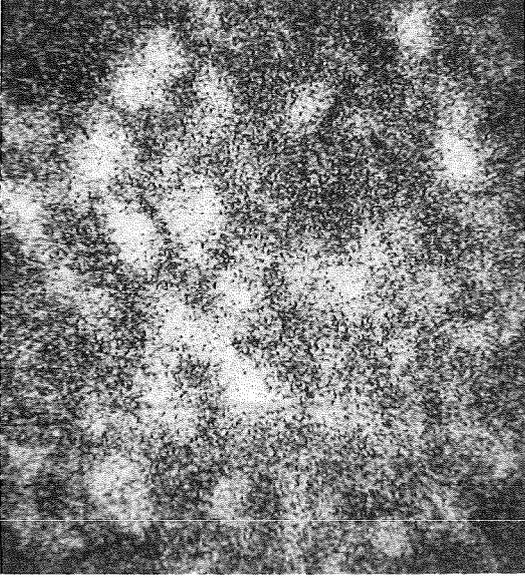
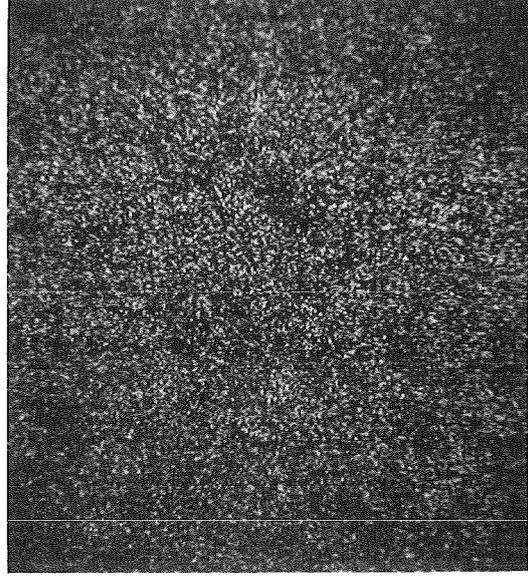


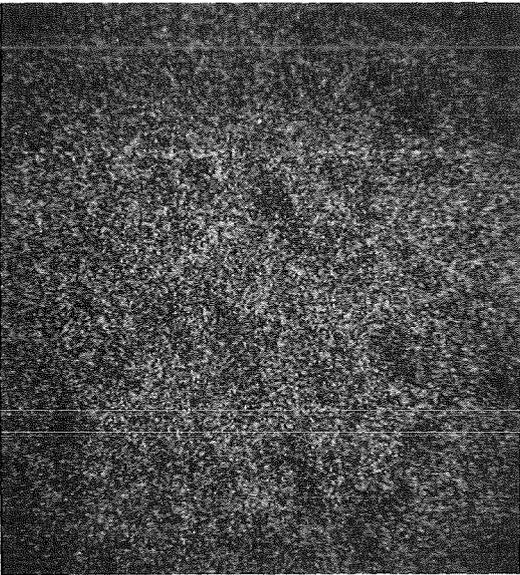
Abb. 31b: Augerelementverteilung des Hartmetalls B4



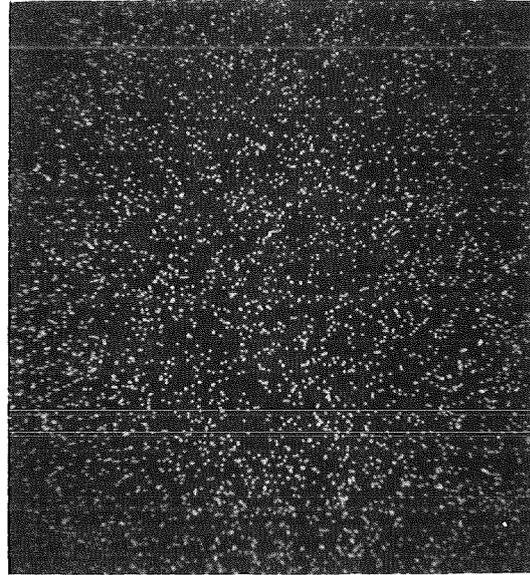
Titan



Niob



Vanadin



Molybdän

Abb. 32: Elementverteilung in der Probe TVN 12NiMo/H

3.4. Eigenschaftsbestimmung

3.4.1. Mechanische und physikalische Eigenschaften

3.4.1.1. Raumtemperaturhärte, E-Modul, Dichte

Die Vickershärte HV10 der untersuchten Legierungen ist in Tab. 16 zusammengefaßt. Die Härte, die oft als ein Maß für die allgemeine Verschleißfestigkeit eines Werkstoffs angesehen wird, ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung der Phasen, ihrem Anteil an der Verteilung und der Größe der einzelnen Komponenten im Gefüge.

Damit wird die im Vergleich zu einem WC-6Co Hartmetall wesentlich höhere Härte der binderreichen Feinstkornsorte WC1-9Co verständlich. Bei konstantem Bindergehalt ist die Makrohärte von WC-Hartmetallen von der mittleren Binderschichtdicke abhängig. Mit abnehmender Carbidkorngröße steigt die Anzahl der Carbid-Carbid-Grenzflächen. Gleichzeitig wird die Binderschichtdicke geringer, in denen während des Eindruckvorgangs die plastischen Verformungsprozesse ablaufen.

Wie anhand der Legierung WC8FeCoNi zu sehen ist, kann die Härte durch eine martensitische Umwandlung in der Binderphase deutlich gesteigert werden. Dann ist das Hartmetall trotz seines höheren Bindemetallgehaltes einer WC-6Co-Legierung ebenbürtig.

Durch Zugabe geringer Anteile von Mischcarbiden kann man die Härte von WC-Basishartmetallen erheblich steigern. Mischcarbidzusätze bewirken sowohl eine kleine Korngröße als auch eine Mischkristallverfestigung der Carbidkörner. Bei den dreiphasigen WC-Basislegierungen mit höherem Gehalt an Mischcarbiden muß zur Verbesserung der Zähigkeit der Hartmetalle der Bindergehalt gewichtsmäßig angehoben werden. Dadurch wird der Einfluß der hohen Härte der Mischcarbide weitgehend ausgeglichen.

Probe	Zusammensetzung	HV10	E (kN/mm ²)	ρ (g/cm ³)
WC-6Co	WC-6Co	1650	630	15,05
WC8FeCoNi (mart.)	WC-7,5Fe,Co,Ni	1650	570	14,66
WC8FeCoNi (aust.)	WC-7,5Fe,Co,Ni	1510	610	14,65
WC12Co	WC-12Co	1340	590	14,22
WC1-6Co	WC-0,5(Ti,Ta,Nb)C-6Co	1740	590	15,47
WC1-9Co	WC-0,7TaC-8,5Co	1940	620	14,50
WC2-4Co	WC-2(Ti,Ta,Nb)C-3,5Co	1820	620	15,03
WC8-6Co	WC-7,5(Ti,Ta,Nb)C-6Co	1800	600	12,91
WC12-7Co	WC-12(Ti,Ta,Nb)C-7Co	1650	560	13,52
WC20-10Co	WC-20(Ti,Ta,Nb)C-10Co	1450	550	12,62
T13Ni	(Ti _{0,85} W _{0,08} Mo _{0,07}) (C _{0,98} N _{0,02}) _{0,81} +12,5Ni	1620	420	5,93
T9CoNi	(Ti _{0,69} W _{0,09} Mo _{0,22}) (C _{0,89} O _{0,11}) _{0,98} +9,4Ni,Co	1680	450	8,73
TVN12NiMo/H	(Ti _{0,33} V _{0,33} Nb _{0,33})C-12Ni	1820	490	6,49
T18CoNi-N	(Ti _{0,77} Ta _{0,05} W _{0,1} Mo _{0,08}) (C _{0,75} N _{0,25}) _{0,96} +17,8NiCo	1700	410	7,00
T15CoNi-N	(Ti _{0,78} Ta _{0,06} W _{0,07} Mo _{0,09}) (C _{0,75} N _{0,25}) _{0,96} +14,6Ni,Co	1700	410	7,00
T11Ni-N	(Ti _{0,46} W _{0,04} Mo _{0,5}) (C _{0,79} N _{0,21}) _{0,91} +12,9Ni	1750	360	6,15
T16Ni-N	(Ti _{0,78} Ta _{0,02} W _{0,02} Mo _{0,18}) (C _{0,82} N _{0,18}) _{0,87} +16,7Ni	1540	350	6,49
2T1M	(Ti _{0,67} Mo _{0,33})C _{1-x} +13Ni	1380	420	6,50
2T1M/H	(Ti _{0,67} Mo _{0,33})C _{1-x} +13Ni	1600	-	6,65
1T1M	(Ti _{0,50} Mo _{0,50})C _{1-x} +13Ni	1500	420	7,29
1T1M/H	(Ti _{0,50} Mo _{0,50})C _{1-x} +13Ni	1600	-	7,36
1T2M	(Ti _{0,33} Mo _{0,67})C _{1-x} +13Ni	1490	430	7,72
1T2M/H	(Ti _{0,33} Mo _{0,67})C _{1-x} +13Ni	1510	-	7,76

Tab. 16: Härte, Elastizitätsmodul, Dichte der untersuchten, verschleißfesten Werkstoffe (Fortsetzung nächste Seite)

Probe	Zusammensetzung	HV ₁₀	E kN/mm ²	ρ g/cm
B1 (*)	WC-6Co	1770	610	14,91
B2 (*)	94,3WC-5,7Co	1710	640	15,21
B3 (*)	71,5WC8TiC12(Ta,Nb)C8,5Co	1680	500	12,44
B4 (*)	75,0WC-16(Ti,Ta,Nb)C-9,0Co	1590	640	11,85
Al ₂ O ₃ -TiC	33TiC-67Al ₂ O ₃	1940	360	4,29
T67FeCr	33TiC-0,67C-Cr-Stahl	1090	290	6,49
T50FeCr	50TiC-0,67C-Cr-Stahl	1330	460	5,73
T72FeCoNiMo	28TiC-15Ni-Stahl	940	290	7,19
T72NiCr	28TiC-18Cr-Stahl	800	300	7,01
S12-1-4-5	W,Cr-Stahl	950	-	8,75

Tab. 16: Härte, Elastizitätsmodul, Dichte der untersuchten verschleißfesten Werkstoffe

Die Makrohärte der (Ti,Mo)C-Hartmetalle liegt im Bereich der mischcarbidgehaltigen WC-Basislegierungen WC12-7Co und WC20-10Co. Die im Vergleich zu TiC-Basishartmetallen niedrigen Härtewerte der gesinterten Hartmetalle sind auf die große mittlere Binderschichtdicke zurückzuführen. Wie aus Abb. 33a hervorgeht, ist die Härte dieser Legierungen durch eine Nachverdichtung zum Teil erheblich angestiegen.

Hervorzuheben ist die außerordentlich hohe Härte des TVN12NiMo/H. Sie ist auf die Festigkeit des (Ti,V,Nb)C-Mischcarbids und auf den geringen Bindergehalt zurückzuführen. Bei den metallreichen TiC-Legierungen nimmt der Einfluß der Wärmebehandlung mit steigendem Carbidgehalt ab, gleichzeitig nimmt die Härte zu. Wie die Abbn. 33a,b zeigen, läßt sich eine Härte von 1340 bzw. 1330 HV₁₀ sowohl von einem WC-12Co als auch einer TiC-50FeCr-Legierung erreichen.

Dies deutet darauf hin, daß in bestimmten Anwendungsgebieten, in denen die Härte eine Rolle spielt, metallreiche Legierungen Hartmetalle potentiell ersetzen können.

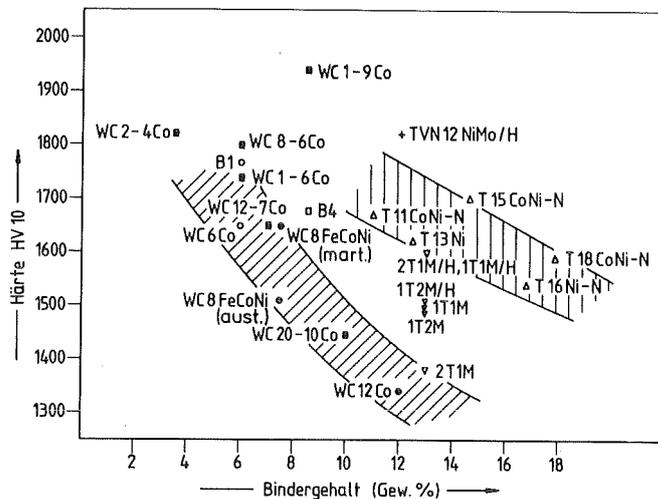


Abb. 33a: Einfluß des Bindergehalts auf die Raumtemperaturhärte von Hartmetallen

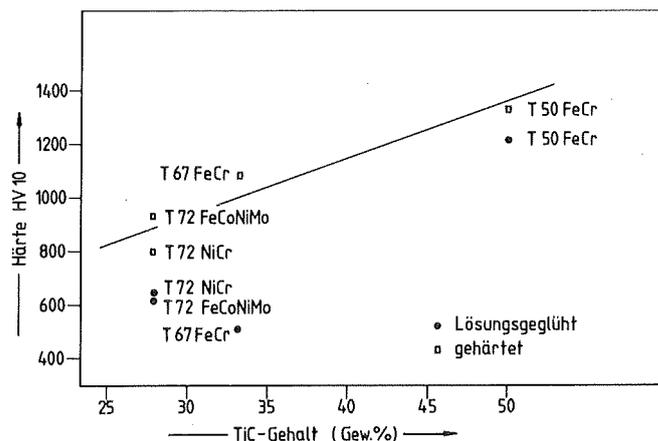


Abb. 33b: Einfluß des Titancarbidgehalts auf die Raumtemperaturhärte metallreicher Legierungen

Die Abb. 33b zeigt aber auch, daß bei den Legierungen T72NiCr und T72FeCoNiMo, trotz gleichen Carbidgehalts Härteunterschiede vorhanden sind. Diese müssen auf die Bindephase zurückgeführt werden. Der Werkstoff mit Ni-Basisbinder ist einem martensitischem Fe-Basisbinder in der Festigkeit unterlegen. Die Unterschiede in der Härte der Binderlegierungen haben Einfluß auf das Verschleißverhalten der Werkstoffe und sollen zusammen mit den Ergebnissen der Abrasionsversuche in Kap. 4.3 diskutiert werden.

3.4.1.2. Warmhärte

Die gemessenen Warmhärtewerte der untersuchten Werkstoffe sind in den Tabellen 17 a-d zusammengefaßt. Die Abbildungen 34 a-e zeigen die Warmhärte der Hartmetalle in der Arrheniusdarstellung. Die Lage der Warmhärtekurven und Knickpunkte weichen deutlich voneinander ab. Unter den untersuchten Hartmetallen erreichen die WC-Basislegierungen die höchsten Warmhärtewerte. Bei 900°C , der höchsten gemessenen Temperatur, ist die Warmhärte der WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co und TiC-Ni,Mo-Legierungen etwa gleich. Die Warmhärte der metallreichen Legierungen liegt deutlich unter der der Hartmetalle.

WC-Co, WC-FeCoNi, WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen

Wie die Abb. 34a zeigt, läßt sich der Warmhärteverlauf der WC-Basishartmetalle in drei linear verlaufende Abschnitte unterteilen. Der erste Knickpunkt liegt in dem relativ breiten Temperaturintervall von $300-450^{\circ}\text{C}$, wobei das Hartmetall WC-8FeCoNi (mart.) den frühesten Abfall aufweist. Carbidskorngröße und Bindervolumen der FeCoNi-Hartmetalle sind gleich. Die Unterschiede in der Warmfestigkeit in diesem Temperaturbereich sind deshalb auf die Bindephasenstruktur zurückzuführen.

Probe	HV2											
	20°C	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200°C
WC6Co	1620	1220	1180	1140	1040	900	740	-	510	-	-	-
WC8FeCoNi (mart.)	1580	1120	1050	840	770	640	510	450	350	-		
WC8FeCoNi (aust.)	1460	1010	950	860	710	630	530	440	310	-		
WC12Co	1340	1030	900	780	710	620	490	360	-	-		
WC1-6Co	1730	1370	1060	970	850	690	590	500	-			
WC1-9Co	1890	1600	1410	1400	1200	1050	870	620	440	-		
WC2-4Co	1790	-	1140	1060	950	770	670	520	-			
WC8-6Co	1890	1460	1080	960	750	690	600	490	-			
WC12-7Co	1450	1180	1040	810	730	660	450	360	270	-		
WC20-10Co	1540	1230	1120	1080	910	770	620	530	330	-		
Al ₂ O ₃ -TiC	-	-	1420	1260	1040	980	860	750	680	620	520	440

Tab. 17a: Warmhärte der WC-Basishartmetalle und der Schneidkeramik

Probe	HV2								
	20°C	200	300	400	500	600	700	800	900°C
T13Ni	-	1500	1230	840	780	570	440	320	280
T9CoNi	1640	1110	1020	890	800	710	570	450	380
TVN12NiMo	1860	1340	1170	1050	930	780	680	610	510
T18CoNi-N	1460	1080	1020	950	890	810	620	480	360
T15CoNi-N	1640	1060	1030	980	890	850	630	500	390
T11Ni-N	1680	1200	1120	1050	900	810	660	520	370
T11CoNi-N	1600	1040	980	930	850	730	600	490	390
T16Ni-N	1500	1040	970	890	830	670	550	420	340
2T1M	1410	1050	1010	910	810	720	560	420	310
1T1M	1510	1200	1070	1030	940	810	680	530	400
1T2M	1460	1110	1020	960	830	720	590	540	330

Tab. 17b: Warmhärte von Ti- und Mo-Basishartmetallen

Probe HV2	20°C	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1200°C
B1 (*)	1620	1200	1190	1140	1060	910	780	590	460	-	-
	1670	-	-	1050	-	880	-	620	-	290	50
B2 (*)	1520	1240	1210	1120	940	790	630	470	340	-	-
B3 (*)	1600	1160	1010	920	770	690	590	490	390	-	-
	1590	-	-	1010	-	780	-	550	-	340	abgeplatzt
B4 (*)	-	1000	980	910	810	710	580	480	370	-	-
	1540	-	-	780	-	750	-	530	-	260	100

(*) Substrat

Tab. 17c: Warmhärte beschichteter Hartmetalle

Probe	HV2									
	20°C	200	300	400	500	600	700	800	900°C	
T67FeCr	980	790	570	420	210	130	90	-	-	
T50FeCr	1310	980	830	720	460	340	260	240	180	
T72FeCoNiMo	840	740	-	580	410	220	150	110	-	
T72NiCr	680	530	560	480	460	400	320	180	-	
S12-1-4-5	950	700	650	620	560	360	100	70	40	

Tab. 17d: Warmhärte metallreicher verschleißfester Werkstoffe

Der annähernd parallele Verlauf der Warmhärtekurven im mittleren Abschnitt von 400–600°C deutet darauf hin, daß keine Unterschiede im Erweichungsverhalten des Binders des WC-6Co-Hartmetalls und den WC-Fe,Co,Ni-Legierungen bestehen. Im Bereich bis ca. 600°C führt eine geringfügige Zugabe von Mischcarbiden zu einer Verbesserung der Warmfestigkeitseigenschaften (Abb. 34b).

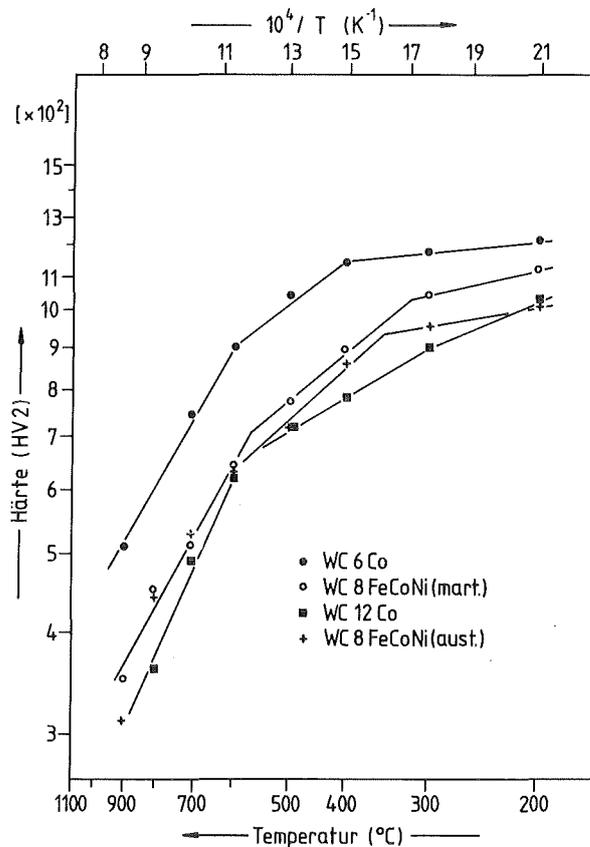


Abb. 34a: Warmhärteverlauf der WC-Co- und WC,Fe,Co,Ni-Legierungen

Dagegen zeigt der Vergleich der Warmhärtewerte der Hartmetalle WC-6Co und WC8-6Co mit gleichem Bindergehalt, daß höhere Mischcarbidgehalte im Gefüge die Warmfestigkeit verschlechtern. Tendenziell fällt die Härte mit zunehmendem Mischcarbidgehalt. Anhand der Legierung WC20-10Co läßt sich jedoch zeigen, daß durch ein feinkörniges Gefüge dem warmhärtesenkenden Einfluß des Mischcarbids begegnet werden kann.

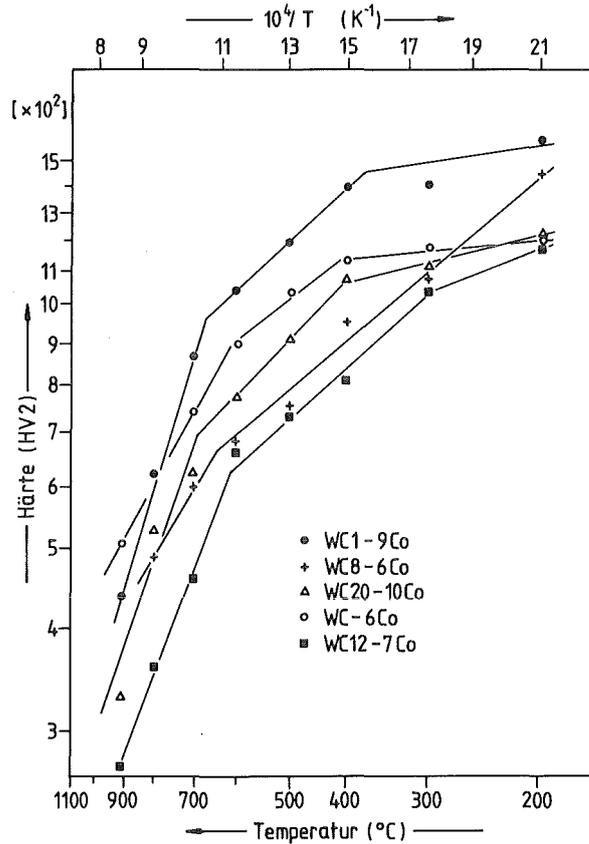


Abb. 34b: Warmhärteverlauf der WC-(Ti, Ta, Nb)C-Co-Legierungen

Der zweite Knickpunkt der Warmhärtekurve liegt im Intervall von 650–700°C und geht in einen Bereich steil abfallender Härte-
werte über. In diesem Bereich weisen die Hartmetalle mit
kleinster Korngröße den größten Härteabfall auf. Die ver-
gleichsweise geringere Hochtemperaturhärte der Feinkornhartme-
talle hat auch schon Vieregge festgestellt <176>.

(Ti, Mo)C_{1-x}-Ni-Hartmetalle

Die (Ti, Mo)C_{1-x}-Ni-Hartmetalle liegen in der Warmhärte zwischen
den WC-Basishartmetallen WC-6Co und WC-8FeCoNi. Allerdings muß
beim Vergleich berücksichtigt werden, daß die (Ti, Mo)C-Hartme-
talle zwar eine wesentlich größere Carbidkorngröße besitzen,
doch gegenüber der WC-6Co-Legierung teilweise ein geringeres
Bindervolumen aufweisen (Abb. 34c).

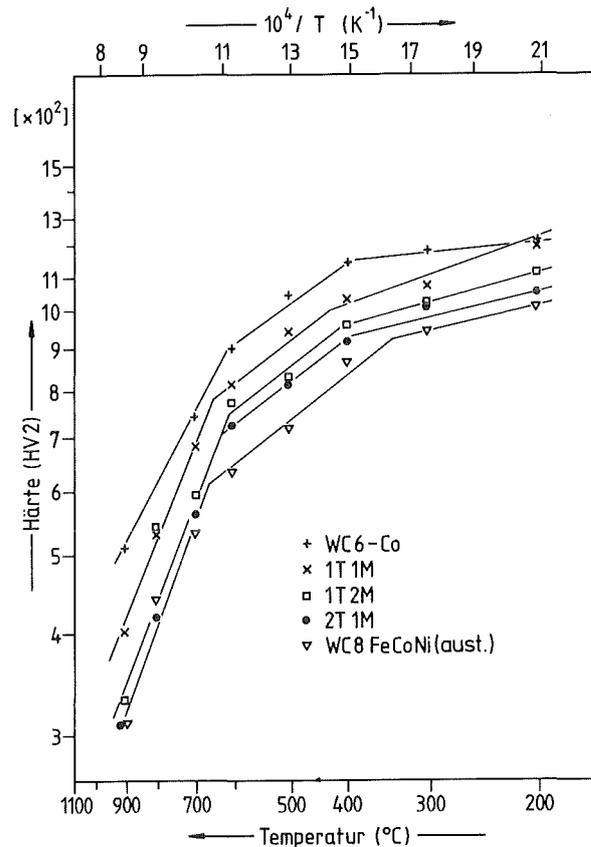


Abb. 34c: Warmhärteverlauf der $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}\text{-Ni}$ Legierungen

Bei gleichem Bindervolumen weist ein $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Hartmetall bei Temperaturen zwischen 200 und 600^oC eine höhere Warmhärte auf als die FeCoNi-gebundenen Hartmetalle.

TiC-Ni,Mo und Ti(C,N)-Ni,Co-Hartmetalle

Der Verlauf der Warmhärtekurven der durch spinodale Entmischung entstandenen TiC-Basishartmetalle T18CoNi-N, T15CoNi-N, T11CoNi-N und T11Co-N zeigten trotz unterschiedlicher Bindemetallgehalte nur geringe Unterschiede. Trotzdem ist der Einfluß der Carbid- bzw. Binderzusammensetzung erkennbar (Abb. 34d).

Die genannten Hartmetalle besitzen aufgrund ihres Herstellungsprinzips - der spinodalen Entmischung - eine vergleichbare Carbidkorngröße. Somit kann bei niederen Temperaturen der Ein-

fluß der Carbidkorngröße auf die unterschiedlichen Härtewerte der Legierungen vernachlässigt werden.

Dies unterstreicht den Einfluß der Bindephase auf das Warmfestigkeitsverhalten. Obwohl das Hartmetall T11CoNi-N einen niedrigeren Bindegehalt aufweist, ist es dem T18CoNi-N bis 900°C unterlegen. Die gute Warmfestigkeit von T18CoNi-N ist auf den Einfluß der γ' -Phase im Binder zurückzuführen. Die Verfestigungswirkung der γ' -Phase kann bis 650°C beobachtet werden. Im Bereich höchster Temperaturen sind die unterschiedlichen Warmhärteverläufe von T18CoNi-N und T11CoNi-N nur noch durch die Carbidzusammensetzung erklärbar.

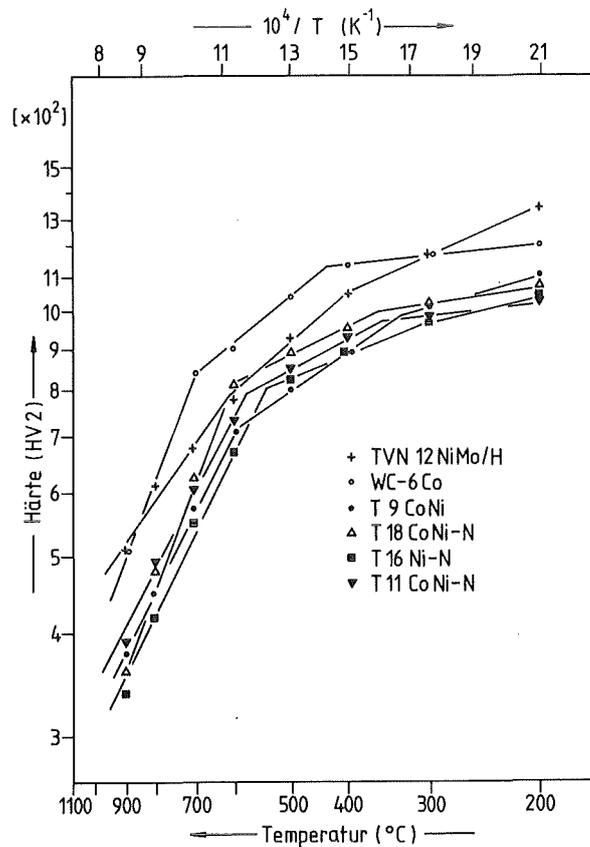


Abb. 34d: Warmhärteverlauf der Titanbasishartmetalle

Bemerkenswert sind die Warmfestigkeitsseigenschaften der Legierung T16Ni-N. Obwohl dieses Hartmetall einen hohen Bindergehalt aufweist, ist seine Warmhärte nicht wesentlich niedriger als die der anderen spinodalen Hartmetalle. Dieser Befund zeigt an, daß auf die Elemente Wolfram, Tantal und Cobalt, die eine positive Auswirkung auf die Warmhärte der Carbid- bzw. Bindephase haben, weitgehend verzichtet werden kann.

Im Verlauf der Warmhärtekurven von spinodalen und konventionellen TiC-Hartmetallen sind keine grundsätzlichen Unterschiede erkennbar.

Der Vorteil der Nickelbasisbinder liegt in ihrer Härtebarkeit durch die bis zu sehr hohen Temperaturen verfestigend wirkende γ -Phase. Die Überlegenheit γ -gehärteter Bindephasen gegenüber martensitischen Bindern wird vor allem oberhalb 600°C deutlich.

Oberhalb ca. 600°C wird die Warmhärte von der Zusammensetzung und der Carbidkorngröße der Hartstoffphase bestimmt. Bei 900°C sind die TiC-Basishartmetalle nur geringfügig härter als die WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen, die ebenfalls für die Stahlzer-spannung eingesetzt werden.

Keramik

Die Abb. 34e unterstreicht die verhältnismäßig hohe Härte der Schneikeramik. Insbesondere bei sehr hohen Temperaturen ist sie allen Hartmetallen deutlich überlegen. Der Härteverlauf bei niedrigerer Temperatur wird durch den Festigkeitsabfall des Titan-carbids beeinflusst. Der Knickpunkt bei ca. 850°C markiert die beginnende Erweichung des Aluminiumoxids.

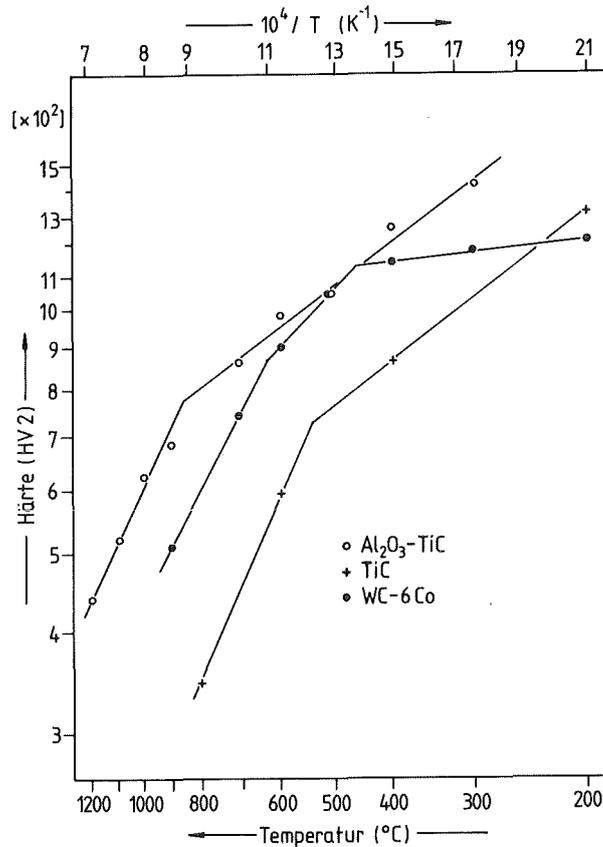


Abb. 34e: Warmhärteverlauf der Schneidkeramik

Metallreiche verschleißfeste Werkstoffe

Im Gegensatz zu den Hartmetallen wird die Warmfestigkeit der metallreichen Schneidstoffe naturgemäß von der Festigkeit der gehärteten Metallphase bestimmt und zwar über den gesamten betrachteten Temperaturbereich. Die Warmhärte der Eisenbasiswerkstoffe T67FeCr, T50FeCr und T72FeCoNiMo fällt aufgrund der Matrixerweichung bis ca. 600°C steil ab. Der Vergleich der Warmfestigkeitskurven von T50FeCr und T67FeCr zeigt, daß deren Abflachen oberhalb 600°C auf den geringen Skelettbildungsgrad zurückzuführen ist (Abb. 34f).

Von den untersuchten TiC-haltigen Proben besitzt die γ' -aushärtbare Legierung T72NiCr bis 400°C die geringste Warmfestig-

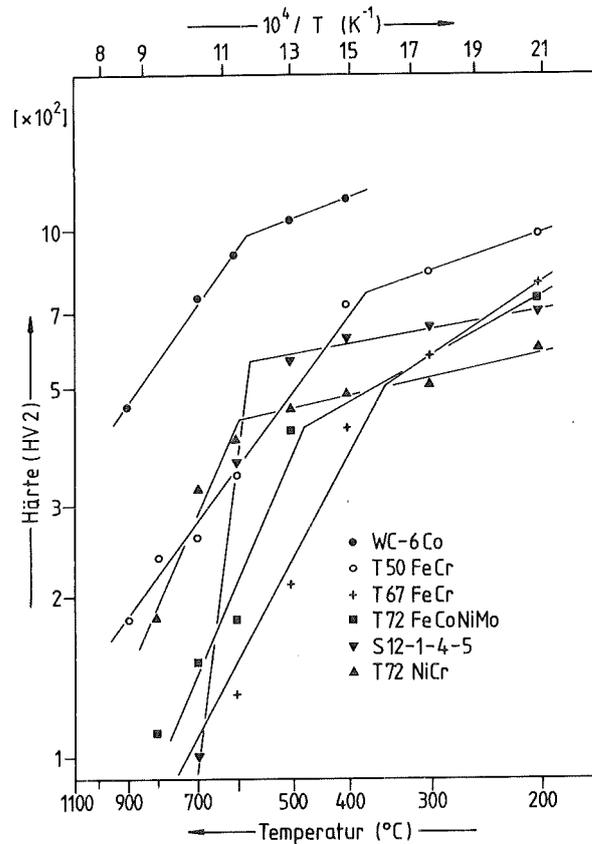


Abb. 34f: Warmhärteverlauf der metallreichen Legierungen

keit. Durch den Einfluß dieser Ausscheidungen fällt ihre Härte jedoch bis 600°C weitaus langsamer, als die der anderen metallreichen Titanbasiswerkstoffe.

Der untersuchte Schnellarbeitsstahl ist zwischen 250°C und 600°C den Werkstoffen mit einem TiC-Gehalt <33 Gew.% deutlich überlegen. Beim Vergleich von Hartmetallen bis 600°C ist der erhebliche Festigkeitsverlust der metallreichen Legierungen hervorzuheben. Die Hartmetalle besitzen bei dieser Temperatur noch 50-60% ihrer Raumtemperaturhärte, während die martensit-aushärtenden Werkstoffe nur noch ca. 25% ihrer Ausgangsfestigkeit aufweisen.

3.4.1.3. Eindringkriechversuche

Die Ergebnisse der Eindringkriechversuche sind in Tab. 18 und den Abb. 35 a, b zusammengestellt.

600°C

Mit Ausnahme des TVN12NiMo/H besitzen die Kriechkurven einen hyperbelähnlichen Verlauf. Dies würde dem ersten Teil einer in konventionellen Druckkriechversuchen ermittelten Kriechkurve entsprechen. Der Verlauf der Härtekurven der Werkstoffe deutet auf den überwiegenden Anteil der Verfestigungsvorgänge während der Eindringzeit hin. Die Kriecheffekte fallen am deutlichsten bei zweiphasigen Legierungen aus. Der Härteabfall einer $(\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5})\text{C}_{1-x}$ -13Ni-Legierung ist dabei stärker als der bei einem WC-7,5Fe,Co,Ni-Hartmetall.

Die TiC-Basislegierungen sind einem WC-7,5Fe,Co,Ni-Hartmetall an Härte und Kriechfestigkeit überlegen. Zwischen dem Kriechverhalten der konventionellen TiC-Ni,Mo-Legierung und einem spinodalen Hartmetall besteht kein nennenswerter Unterschied.

Die Probe TVN12NiMo/H zeigt als einzige einen linearen Zusammenhang zwischen Warmhärte und Belastungszeit. Im betrachteten Zeitraum übersteigt die Spannungsrelaxation dieses Werkstoffs die der anderen untersuchten Werkstoffe erheblich.

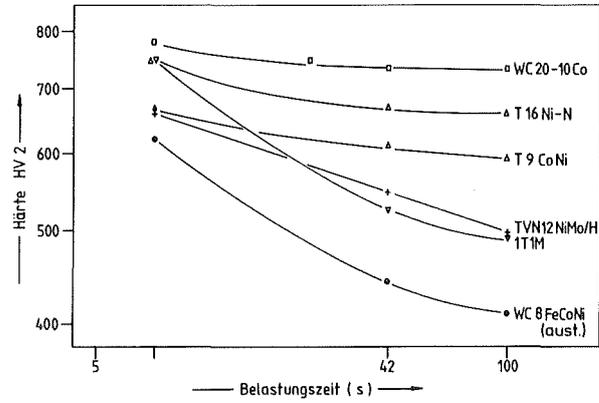
900°C

Abb. 35b zeigt, daß es im Verformungsverhalten der Werkstoffe im Vergleich zur niedrigeren Prüftemperatur Unterschiede gibt. Aus dem Kurvenverlauf kann geschlossen werden, daß die Erholungsvorgänge beim Kriechprozeß überwiegen. Wie Untersuchungen von Prakash <153> an WC-Basishartmetallen zeigen, werden die Verformungsprozesse bei Temperaturen oberhalb 700°C durch die Carbid-Carbidgrenzflächen bestimmt. Die Kriechergebnisse

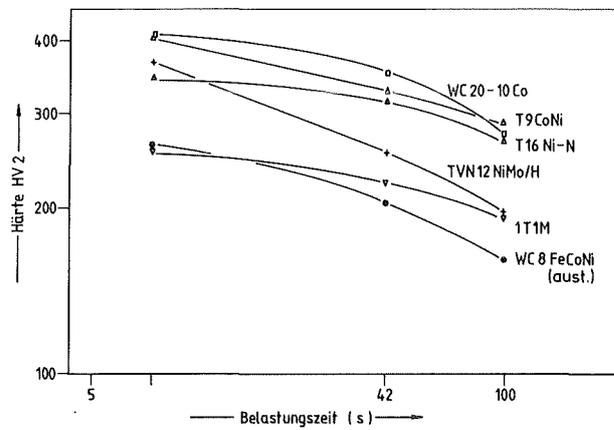
Probe	600°C			900°C		
	HV2 7.4	42(s)	100(s)	7,4(s)	4(s)	100(s)
WC8FeCoNi (aust.)	-	660	630	-	310	230
WC8FeCoNi (aust.)(*)	620	450	430	260	210	160
WC20-10Co	780	730	730	410	350	180
T9CoNi	660	610	590	410	310	290
TVN12NiMo (*)	660	550	500	370	250	200
T16Ni-N (*)	760	670	660	350	330	260
2T1M	-	740	730	-	350	240
1T1M (*)	750	530	490	260	220	190

(*) Proben an denen bereits einmal die Warmhärte gemessen wurde

Tab. 18: Ergebnisse der Eindringkriechversuche



Ab. 35a: Eindringkriechkurven ausgewählter Hartmetalle, Versuchstemperatur 600°C



Ab. 35b: Eindringkriechkurven ausgewählter Hartmetalle, Versuchstemperatur 900°C

verdeutlichen, daß die Kriecheigenschaften stark von der Probenzusammensetzung und dem Gefügebau abhängig sind.

Unter den untersuchten Hartmetallen weist die WC-Fe,Co,Ni-Legierung die geringste zeitabhängige Abnahme der Warmhärte auf. Der Zusatz von Mischcarbiden zu WC-Co-Legierungen wirkt sich negativ auf das Kriechverhalten aus.

Wie der Kurvenverlauf des Hartmetalls 1T1M zeigt, weist diese Legierung ähnliche Verformungseigenschaften auf wie das WC-Fe,Co,Ni-Hartmetall. Beim Vergleich ist allerdings das wesentlich größere Korn von 1T1M zu berücksichtigen. Zu erwarten ist, daß die Kriechgeschwindigkeit mit abnehmender Korngröße zunimmt. Versuchsweise wurden einige Messungen an den gleichen Proben wiederholt. Wie die Ergebnisse der Wiederholung zeigen, führt eine Wärmebehandlung zu einer Abnahme der Warmfestigkeit. Ein Vergleich der Kriechergebnisse der Hartmetalle WC-8FeCoNi und 1T1M deutet darauf hin, daß die Auswirkungen auf das Verformungsverhalten unterschiedlich sind.

Da auch Zerspanungsvorgänge zu einer Wärmebehandlung des Schneidstoffs führen, können aus den Versuchen Hinweise auf die Warmfestigkeit und das Verformungsverhalten von Werkzeugen gewonnen werden, die sich bereits einmal im Schnitt befanden.

Die Härte ausgewählter Hartmetalle wurde nach Abkühlung auf Raumtemperatur gemessen. Für die Hartmetalle WC-8FeCoNi, T16Ni-N und TVN12NiMo/H ergaben sich die Härtewerte 1420, 1450 bzw. 2020 HV2. Während die Legierung WC-8FeCoNi nach dieser Wärmebehandlung einen Verlust an Härte erfährt, steigt die Raumtemperaturfestigkeit des TVN12NiMo/H erheblich an. Die Festigkeitsänderungen können mit Vorgängen in der Carbid- und Bindephase erklärt werden. Sie sind für solche Werkzeuge von Bedeutung, die einer zyklischen Temperaturbelastung ausgesetzt sind.

Das mit dem Eindruckmeßverfahren ermittelte Kriechverhalten ist abhängig vom Probenzustand, den Reibungsverhältnissen, sowie von der eventuell vorhandenen Reaktionsneigung des Prüfspitzen-

materials. Im Rahmen der aufgezeigten Möglichkeiten sind diese Ergebnisse mit konventionellen Druckkriechversuchen vergleichbar <168>. Die Resultate geben einen qualitativen Eindruck der Verformungsabläufe von Schneidstoffen bei hoher Temperatur.

3.4.1.4. Charakterisierung der Zähigkeit

3.4.1.4.1. Biegebruchfestigkeit

Die Festigkeitswerte hartspröder Werkstoffe streuen infolge herstellungsbedingter Fehler stark. Dies gilt insbesondere für die unter Laborbedingungen hergestellten Werkstoffe. Bei ihnen wurde deshalb die maximale Biegebruchfestigkeit, als ein unter industrieeüblichen Produktionsbedingungen erreichbarer Wert, in die Tab. 19b aufgenommen.

Abb. 69a spiegelt die bei WC-Co-Legierungen bereits bekannte Abhängigkeit der Biegebruchfestigkeit vom Bindergehalt und der Carbidkorngröße wieder. Bei gleicher Härte ist ein martensit-aushärtendes WC-7,5Fe,Co,Ni- einem WC-6Co-Hartmetall überlegen. Die WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle liegen in der Biegefestigkeit deutlich unterhalb den WC-Co-Legierungen. Dies gilt bereits für sehr niedrige Mischcarbidzusätze.

Die Biegebruchfestigkeit des 2T1M-Hartmetalls ist, gemessen an WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen, unbefriedigend. Sie erreicht jedoch Werte zwischen einem konventionellen TiC-Ni,Mo-Hartmetall und den spinodalen Legierungen. Die Biegefestigkeit hat bei einem Titan/Molybdän-Verhältnis von 1:1 ein Minimum. Die Werte dürfen allerdings aufgrund der Streuung der Biegefestigkeitswerte, der unterschiedlichen Bindervolumina und dem höheren Sauerstoffgehalt dieser Legierungen nicht überbewertet werden.

Probe	HV10	BBF (N/mm ²)(*)	3-Punkt K _c (MN/m ^{3/2})	$\frac{L}{H}$ -Verhältnis für K _c
WC-6Co	1650	2000	13,9 + 1,2	2,6
WC-12Co	1340	2300	-	-
WC1-6Co	1740	1700	11,9 + 0,4	1,6
WC2-4Co	1820	1500	11,7	1,6
WC1-9Co	1940	2000	7,3 + 0,5	2,6
WC8-6Co	1800	1700	10,0 + 0,4	1,6
WC12-7Co	1650	1600	13,1 + 0,7	2,6
WC20-10Co	1450	1750	14,5 + 0,4	2,6
T13Ni	1620	1400	-	-
T9CoNi	1680	1050	10,2 + 0,7	1,6
T18CoNi-N	1590	1800	11,3 + 0,1	1,6
T15CoNi-N	1700	1700	-	-
T11Ni-N	1750	1550	9,4 + 1,1	2,6
T11CoNi-N	1670	1500	-	-
T16Ni-N	1540	1700	-	-
Al ₂ O ₃ -TiC	1940	900	-	-

(*) Herstellerangaben

Tab. 19a: Festigkeitsgrößen kommerzieller Proben

Probe	HV10	max.BBF (N/mm ²)	mittl. BBF (N/mm ²)	3-Punkt K _c (MN/m ^{3/2}) Sinterzustand	3-Punkt K _c (MN/m ^{3/2}) wärmebehandelt 850°C/2 h	L H-Verhältnis für K _c -Proben
WC8FeCoNi (mart.)	1650	2190	1630 ± 460	13,4 ± 0,2	-	2,3
WC8FeCoNi (aust.)	1510	2110	2010 ± 90	14,8 ± 0,6	-	2,3
2T1M	1380	1190	1130 ± 60	11,4 ± 0,8	12,8 + 0,8	1,6
1T1M	1500	1040	920 ± 150	10,7 ± 0,3	10,0 + 0,1	1,6
1T2M	1490	1120	840 ± 240	9,7 ± 0,4	9,5 + 0,6	1,6
TVN12NiMo/H	1820	480	400 ± 70	6,1 ± 0,1	-	2,0
(Ti _{0,67} Mo _{0,33})C _{1-x}	(*)2220	-	-	4,2	-	2,3
(Ti _{0,5} Mo _{0,5})C _{1-x}	(*)2130	-	-	4,8	-	2,3
(Ti _{0,3} Mo _{0,67})C _{1-x}	(*)2060	-	-	4,3	-	2,3

100

(*) HV1, Hartstoffe, Binderzusatz 0,5 Gew.-% Nickel

Tab. 19b: Festigkeitskenngrößen eigener Hartmetalle und Hartstoffe

Die Biegefestigkeit der spinodalen Hartmetalle nimmt mit zunehmender Härte schneller ab, als die der WC-Co-Hartmetalle. Spinodale Hartmetalle besitzen wegen ihrer extrem kleinen Korngröße zahlreiche Carbid-Carbidkorngrenzen. Die Biegebruchfestigkeit dieser Hartmetallgruppe entspricht etwa der von WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen. Die Festigkeit der stickstofffreien TiC-Hartmetalle nimmt mit zunehmender Härte steil ab. Dies läßt sich durch die niedere Festigkeit des Nickelbinders und den niederen Skelettbildungsgrad bei verhältnismäßig groben Carbidkörnern erklären. Die Befunde stehen im Einklang mit Ergebnissen von Rudy et al. <178>, die bei spinodalen Hartmetallen eine höhere Biegebruchfestigkeit gegenüber Ti(C,N)-Ni- und TiC-Ni,Mo-Hartmetallen fanden.

3.4.1.4.2. Rißzähigkeit an gekerbten Biegeproben

Die Rißzähigkeit an gekerbten Proben ist sowohl von der Zusammensetzung als auch von der Carbidkorngröße abhängig. Die WC-Basishartmetalle (vergl. Tab. 19 a,b) weisen die höchste Zähigkeit auf. Mit abnehmender Carbidkorngröße nähert sich der Spannungsintensitätsfaktor dem Wert für reines Wolframcarbid. Eine Zugabe von Mischcarbiden führt zu geringeren Zähigkeitswerten.

Die gemessene Rißzähigkeit der (Ti,Mo)C-Hartmetalle liegt deutlich unter der von WC-Basishartmetallen. Obwohl sich das Rißausbreitungsverhalten mit dem Ti/Mo-Verhältnis ändert, ist keine ausgeprägte Abhängigkeit der Rißzähigkeit feststellbar. Die Rißzähigkeit der TiC-Basishartmetalle und (Ti,Mo)C-Hartmetalle ist etwa gleich. Die Unterschiede in den Rißzähigkeitswerten der TiC-Hartmetalle können nicht auf das Herstellungsverfahren zurückgeführt werden; vielmehr ist aufgrund des Rißausbreitungsverhaltens auf eine Abhängigkeit von der Carbid- bzw. Binderzusammensetzung zu schließen.

3.4.1.4.3. Palmqvist-Methode

Die Abbn. 36 a-d zeigen die typischen Rißausbildungen bei der Prüfung von Hartmetallen nach dem Palmqvist-Verfahren. Bei allen Hartmetallen sind von den Ecken des Vickerseindrucks ausgehend Risse feststellbar.

In Übereinstimmung mit der Literatur konnte bei den feinkörnigen WC-Co-Legierungen Rißausbreitung im Binder und an den Phasengrenzen nachgewiesen werden. Das Hartmetall WC1-9Co zeigt ein von der Rißmorphologie der übrigen WC-Basishartmetalle abweichendes Verhalten. Zusätzlich zu den typischen Palmqvistrisen bildete sich eine Vielzahl von Rissen parallel zu den Eindruckkanten. Sie entstehen bereits bei sehr geringer Belastung und liegen alle im Bereich der Materialaufwölbung an den Eindruckkanten.



Abb. 36a: WC12-7Co 1250x

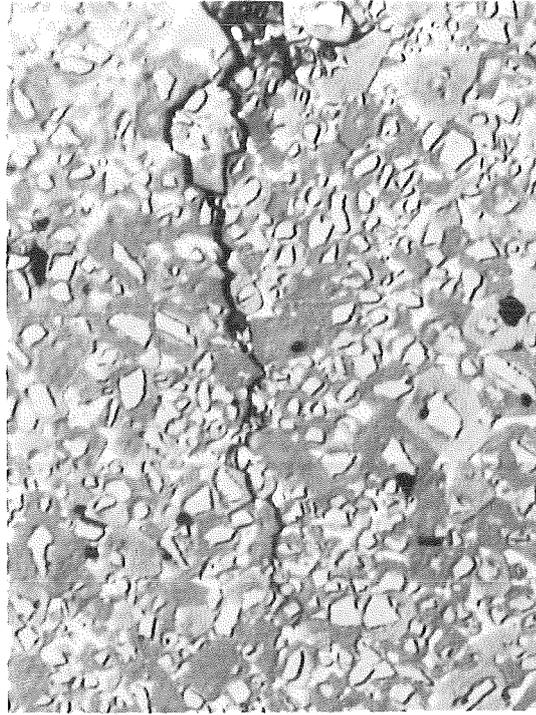


Abb. 36b: T9CoNi 1700x

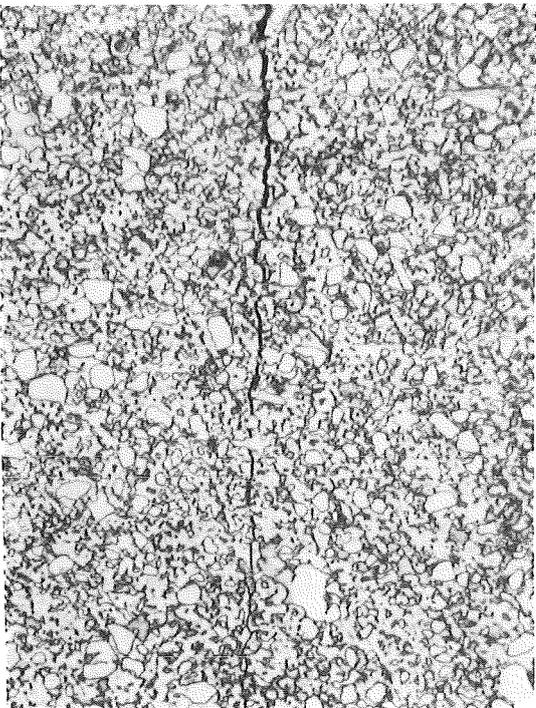


Abb. 36c: TVN12NiMo/H 1000x

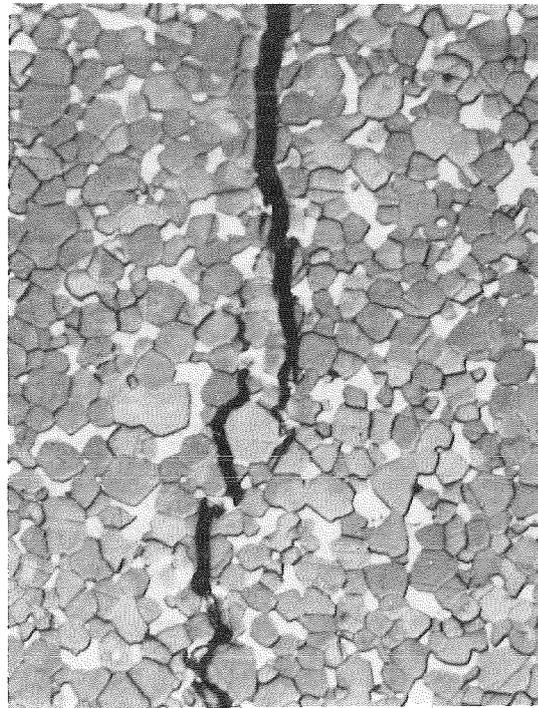


Abb. 36d: 1T2M 1250x

Abb. 36: Rißausbreitungsverhalten von Hartmetallen

Bei den WC-(Ti,Ta,Nb)Co-Legierungen erfolgt die Rißausbreitung bevorzugt durch die Mischcarbidkörner. Als weitere Rißausbreitungswege sind in Abb. 36a die Phasengrenzen und der Binder zu erkennen. Bei den (Ti,Mo)C-Hartmetallen sind je nach Hartstoffzusammensetzung das Carbid bzw. die Phasengrenzen bevorzugte Schwachstellen. Es ist eine häufige Rißverzweigung feststellbar. Aus dem geringen Anteil des Binders am Rißverlauf läßt sich auf eine hohe Zähigkeit der Binderschichten schließen.

Konventionelle Titancarbidbasishartmetalle zeigen vorwiegend Rißausbreitung an den TiC-Mo(Ti)C_{1-x} - und $\text{Mo(Ti)C}_{1-x}\text{-Mo(Ti)C}_{1-x}$ -Korngrenzen. Dagegen ist das Rißausbreitungsverhalten der spinodalen Hartmetalle vorwiegend interkristallin. Dies ist auf ein Kristallisationsverhalten zurückzuführen, das zu weitgehend spannungsfreien Carbid-Carbidphasengrenzflächen führt<101>.

Alle TiC-Basishartmetalle weisen mannigfaltige Rißbildungen an den Eindruckkanten der Pyramide auf (Abb. 37). Die Legierung TVN12NiMo/H zeigt ein den konventionellen TiC-Hartmetallen analoges Rißverhalten. Die Rißausbreitung erfolgt durch den (Ti,V,Nb)C-Mischkristall. Es werden nur sehr große TiC-Körner gespalten.

Mit zunehmendem Bindemetallgehalt nimmt die Rißneigung ab. Unter den metallreichen Sorten kommt der T50FeCr den Hartmetallen bezüglich des Rißverhaltens am nächsten. Bei einer Steigerung des Bindergehalts auf 67 Gew.-% und mehr wird bei niederen Lasten kein durchgehender Riß mehr ausgebildet. Die Rißausbreitung erfolgt dann nur noch in den Carbidkörnern, während der dazwischenliegende Binder plastisch verformt wird. Die Rißausbreitungsmorphologie war bei allen metallreichen TiC-Proben mit Fe- bzw. Ni-Bindelegierungen ähnlich (Abb. 38).

Der Schnellarbeitsstahl zeigt selbst bei höchsten Lasten keine Rißbildung. Die Keramik weist sowohl Rißausbreitung in großen TiC-Körnern, als auch in der Al_2O_3 -Phase auf.

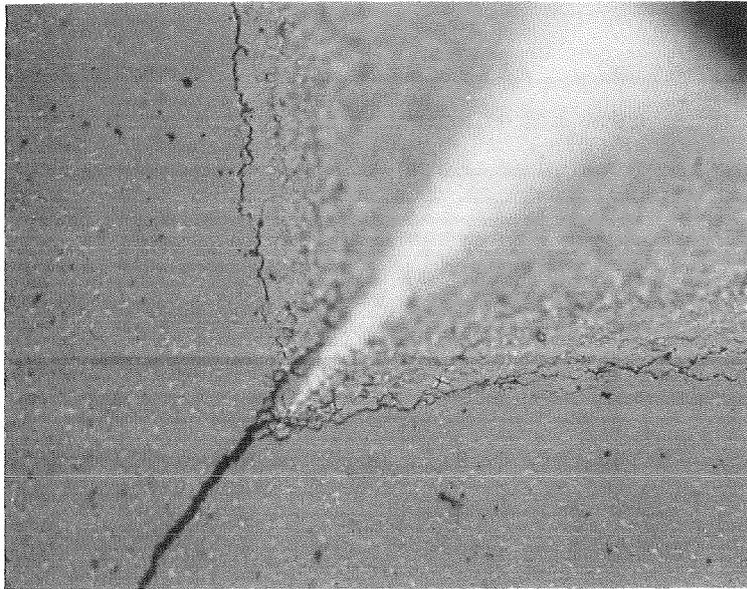


Abb. 37: Rißmorphologie des Titanbasishartmetalls T9CoNi

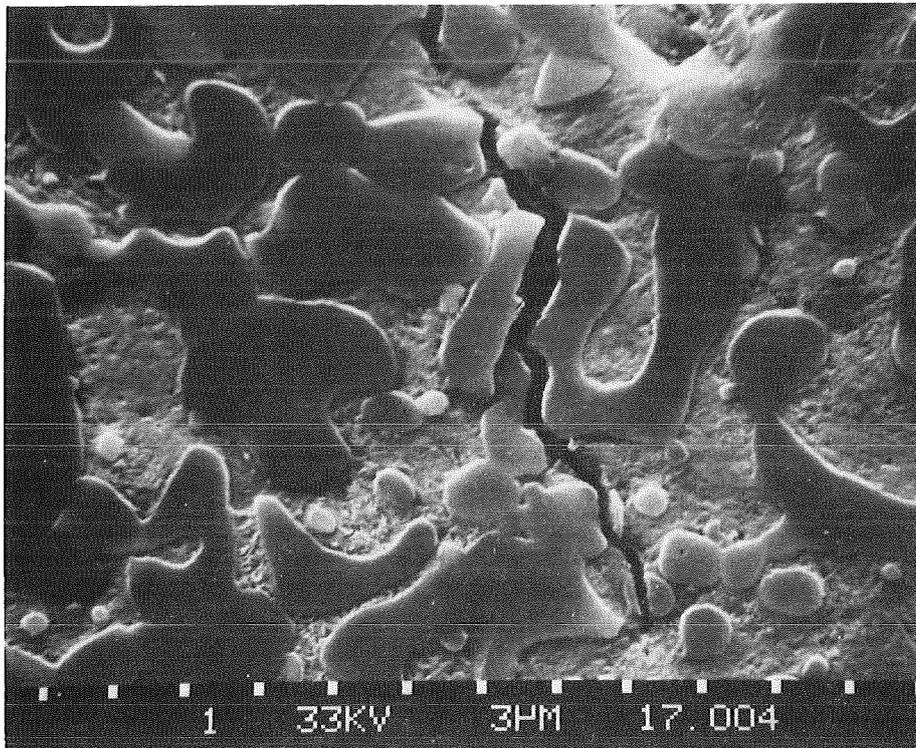


Abb. 38: Rißausbreitungsverhalten des Werkstoffs T67FeCr

Zusammenhang zwischen Rißlängensumme und Prüflast

Nach Dawihl et al. <179> kann der Zusammenhang zwischen der Länge der von den Ecken des Vickerseindrucks ausgehenden Risse und der Prüflast in der Form

$$\sum l_i = \alpha F + a_0$$

dargestellt werden. Der inverse Rißwiderstand α ist ein Maß für die Zähigkeit des Werkstoffs. Zwischen der von Exner <172> definierten Oberflächenrißzähigkeit W und dem inversen Rißwiderstand gilt die Beziehung:

$$W = \frac{1}{\alpha}$$

Wie Abb. 39 zeigt, besteht zwischen der Rißlängensumme und der Belastung ein abschnittsweise linearer Zusammenhang. Zwischen 500 und 600 N Belastung ändert sich das Verformungsverhalten. Es ist bei allen Werkstoffen feststellbar und weicht von bisherigen Ergebnissen ab <180-182>.

Für die Ermittlung der Rißzähigkeit der untersuchten Proben wurde ein linearer Verlauf der Rißlänge bis 500 N Belastung angenommen. Der inverse Rißwiderstand und der Wert a_0 wurde nach der Methode der kleinsten Quadrate berechnet. Die Ergebnisse der quantitativen Messungen sind in Tab. 20 zusammengefaßt. Der von Exner <172> angenommene Verlauf der Rißlängengeraden durch den Ursprung kann bis auf wenige Ausnahmen nicht bestätigt werden. Die Höhe des Achsenabschnitts a_0 ist nur bei zu geringem Abpolieren der Oberfläche vom Bearbeitungszustand abhängig. Im Rahmen der Meßgenauigkeit des Rißlängenverfahrens liegt deshalb der Schluß nahe, die "Anfangsrißlänge" a_0 als materialspezifisch aufzufassen.

WC-Basishartmetalle			(Ti,Mo)C-Hartmetalle			hoch TiC-haltige Hartmetalle			metallreiche Werkstoffe / Keramik		
Probe α ($\mu\text{m}/\text{daN}$) a_0 (μm)			Probe α ($\mu\text{m}/\text{daN}$) a_0 (μm)			Probe α ($\mu\text{m}/\text{daN}$) a_0 (μm)			Probe α ($\mu\text{m}/\text{daN}$) a_0 (μm)		
WC-6Co	14,0	0,5	2T1M	10,4	0	T13Ni	16,9	-17,3	T67FeCr	18,0	84,9
WC8FeCoNi (mart.)	14,8	-25,1	2T1M/H	14,2	58,0	T9CoNi	15,5	54,8	Al ₂ O ₃ -TiC(**)	40,5	11,5
WC8FeCoNi (aust.)	10,8	-14,6	1T1M	12,1	0	TVN12NiMo	21,6	113,7			
WC12Co	5,6	-16,9	1T1M/H	13,1	26,3	T18CoNi-N	13,5	-27,7			
WC1-6Co	16,2	0,7	1T2M	15,0	0	T15CoNi-N	14,6	48,6			
WC1-9Co	12,5	47,1	1T2M/H	12,5	50,1	T11Ni-N	16,3	54,0			
WC2-4Co	16,2	-				T11CoNi-N	14,7	65,7			
WC8-6Co	19,8	19,6				T16Ni-N	17,8	-24,6			
WC12-7Co	12,4	4,7									
WC20-10Co	8,9	17,3									
B1 (*)	15,5	-22,1									
B2 (*)	12,5	-18,5									
B3 (*)	10,5	23,1									
B4 (*)	13,2	-39,3									

(*) Grundmaterial (**) im 9,8-100 N-Bereich

Tab. 20: Oberflächenrißzähigkeit der untersuchten Werkstoffe, ermittelt mit dem Palmqvist-Verfahren

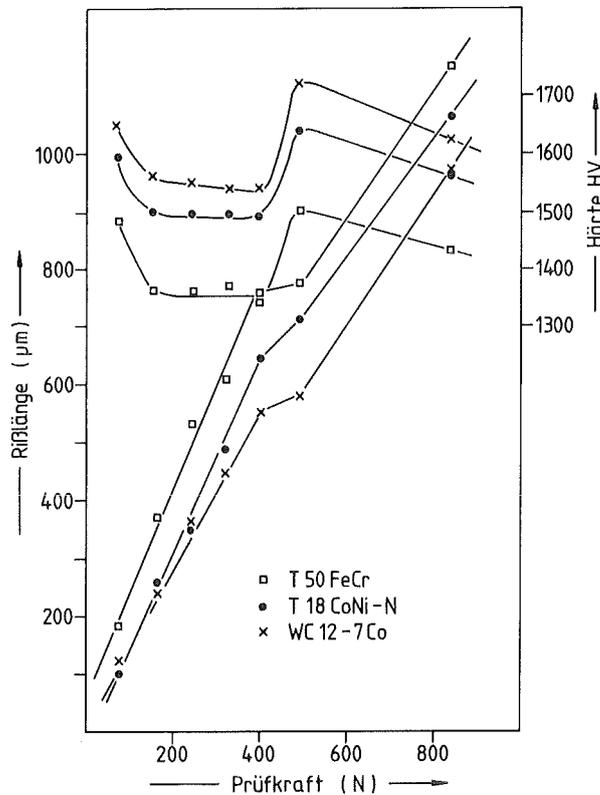


Abb. 39: Belastungsabhängigkeit der Vickershärte und der Rißlänge

Dies steht im Widerspruch zu Aussagen Exner <172> sowie Lawn und Wilshaw <185>. Allerdings wurde auch von ZumGahr <181> und Visvanadham und Venables <183> festgestellt, daß eine Mindestlast erforderlich war, um bei WC-Co-Hartmetallen bzw. bei einem 90MnCrV8-Stahl Rißbildungen hervorzurufen. Es wäre für die genauere Ermittlung des Verlaufs der Rißlängenkurve wünschenswert, Eindrücke im N- bis kN-Bereich mit gleichen Be- und Entlastungsgeschwindigkeiten durchzuführen. Das Auflösungsvermögen und die Meßgenauigkeit lassen sich durch Anwendung optoelektrischer Möglichkeiten steigern.

Wie aus Abb. 39 hervorgeht, findet parallel zur Änderung des Rißlängen/Last-Verhältnisses ein Anstieg der Härte statt. Man

kann vermuten, daß die quantitative Änderung der Rißlängensumme im Zusammenhang mit der Ausbildung der Risse unterhalb der Werkstoffoberfläche einhergeht.

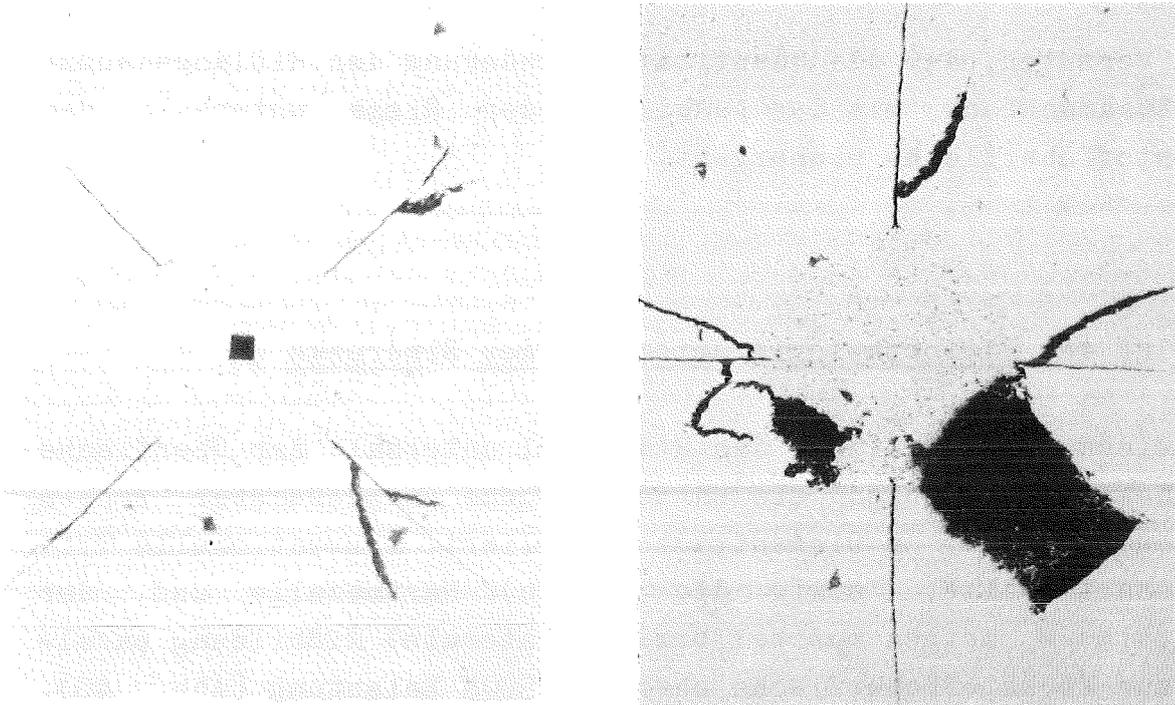
Einfluß der Rißmorphologie unterhalb des Eindrucks

Um einen Überblick über das Rißprofil unterhalb der Oberfläche zu bekommen, wurden die Härteeindrücke ausgesuchter Proben sukzessive mit 3 µm Diamantpaste abpoliert. Konventionelle TiC-Basishartmetalle, sowie die (Ti,Mo)C-Hartmetalle und der TVN12NiMo/H zeigen muschelförmige (laterale) Rißbildung parallel zur Werkstoffoberfläche oberhalb 500N Belastung (Abb. 40). Diese Risse begannen kurz unterhalb der Eindrucktiefe des Vickersdiamanten und können bei Steigerung der Last zum teilweisen Abplatzen der Probenoberfläche bei binderarmen Proben führen. Das Auftreten solcher Risse wird von Lawn et al. <185> auf die zurückbleibende Spannungsverteilung nach dem Belastungsvorgang zurückgeführt.

Bei WC-Co- und WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen konnte eine derartige Rißausbildung bei einem Abpolieren bis zu 1,5 x Eindrucktiefe nicht beobachtet werden. Dies könnte darauf zurückzuführen sein daß die Rißbildung fast eben verläuft und die Rißfläche zwischen zwei aufeinanderfolgenden Poliervorgängen abgetragen wurde.

Um das zeitaufwendige Polieren zu umgehen, wurden Proben mit einer Serie von Eindrücken versehen und in eine alkoholische Farbstofflösung getaucht. Nach sorgfältigem Trocknen wurden sie mit einer Zugprüfmaschine gebrochen und die markierten Bruchflächen mikroskopisch analysiert.

Die Markierung stimmte in oberflächennahen Bereichen gut mit der Länge der vor dem Durchbrechen ausgemessenen Oberflächenrisse überein. Bei der genannten Vorgehensweise kann jedoch nicht ausgeschlossen werden, daß die Farbstofflösung die sich



40 m abpoliert 100 x 110 m abpoliert 200x
 Abb. 40: Laterale Rißbildung beim Hartmetall
 T11Ni-N Prüflast 100daN

ins Probeninnere stark verjüngenden Rißufer vollständig be-
 netzt.

Man könnte auch versuchen, die Palmqvist-Rißflächen durch eine Oxidationsbehandlung sichtbar zu machen. Jedoch ist bei diesem Verfahren nicht auszuschließen, daß der Abbau von Spannungsfeldern um den Eindruck herum zu einer Rißverlängerung führt. Die Genauigkeit der benutzten Untersuchungsmethode könnte durch den Einsatz superfluider Mittel verbessert werden. Eine metallisch glänzende Abscheidung würde den Kontrast zum grauen Bruchspiegel steigern.

Das Rißprofil ändert sich mit steigender Last von einer halb-
 kreisförmigen zu einer halbelliptischen Form (Abb. 43). Wegen
 der unebenen Ausbildung der Bruchflächen war eine quantitative
 Erfassung der Rißflächen nicht möglich

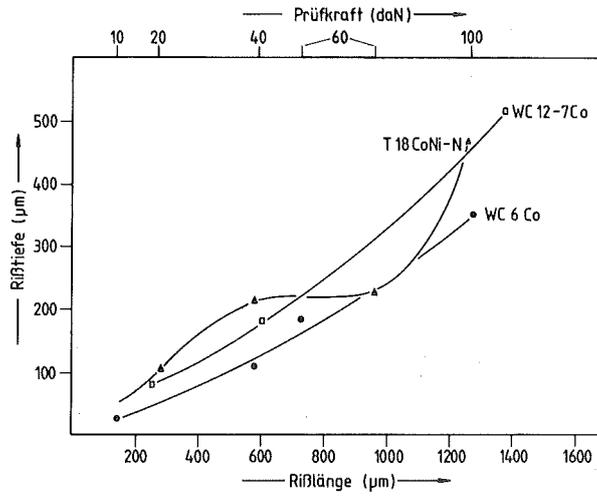


Abb. 41: Abhängigkeit der Rißlänge und der Rißtiefe von der Prüfkraft

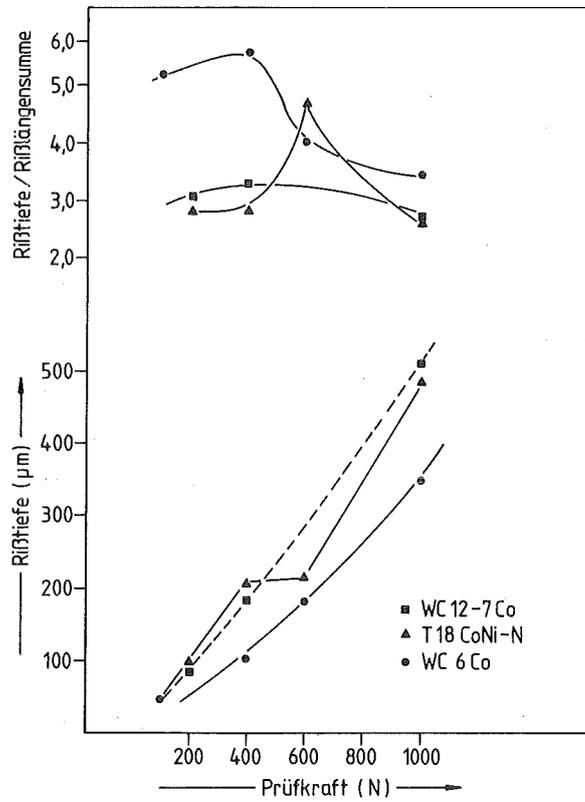


Abb. 42: Abhängigkeit der Rißgrößen von der Prüfkraft

Die Abbn. 41 und 42 zeigen eine Zusammenfassung der Rißtiefenmessungen. Sie geben Aufschluß über die Spannungsverteilung unterhalb des Eindrucks.



a) niedrige Last

b) hohe Last

Abb.43: Palmqvist-Rißflächen unterhalb des Vickers-Eindrucks

Einfluß der Probenzusammensetzung auf das Rißentstehungs- und Rißausbreitungsverhalten

Für die WC-Co-Legierungen WC1-6Co, WC6Co, WC12Co mit vergleichbarer Carbiddorngröße steigt die zur Rißentstehung erforderliche Last mit steigendem Bindergehalt (Tab.20.). Gleichzeitig steigt der durch plastische Verformung absorbierbare Energieanteil mit steigendem Bindergehalt und freier Binderweglänge. Parallel dazu fällt der inverse Rißwiderstand. Die verhältnismäßig große Anfangsrißlänge der Probe WC1-9Co ist im Zusammenhang mit ihrer kleinen Binderweglänge zu sehen.

Für WC-Co-Legierungen mit Zusatzcarbiden kann wegen der geringen Probenzahl kein quantitativer Zusammenhang angegeben werden. Die Rißmorphologie und übertragbare Ergebnisse von WC-Co-Legierungen <186,187> lassen den Schluß zu, daß das Rißaus-

breitungsverhalten von der Carbidkorngröße der einzelnen Phasen, ihrer chemischen Zusammensetzung und vom Bindergehalt abhängt.

Bei den konventionellen TiC-NiMo-Hartmetallen mit Nickelbinder (T16Ni-N, T13Ni) bzw. γ' -ausgehärtetem NiCo-Binder (T18CoNi-N) ist die Anfangsrißlänge kleiner Null. Dies kann auf das Verformungsverhalten der Bindephase zurückgeführt werden. Bei den restlichen TiC-Ni,Mo-Hartmetallen liegt eine Bindephase mit geringem Verformungsvermögen vor.

Einfluß der Wärmebehandlung

Eine Glühbehandlung 850°C/2h zeigt keine einheitliche Wirkung auf das Rißbildungs- und -ausbreitungsverhalten. Im Rahmen der untersuchten Proben können vier Fälle unterschieden werden (Tab. 21):

- (1) Erhöhung des Rißbildungswiderstandes und Senkung des inversen Rißausbreitungswiderstandes.
Bei dem 81WC-12(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetall führt die Wärmebehandlung zu einer Verbesserung des Werkstoffverhaltens hinsichtlich Rißbildung und -ausbreitung.
- (2) Verringerung des Rißbildungswiderstandes und des inversen Rißausbreitungswiderstandes. Bei den Proben T18CoNi-N und WC12-7Co führen die Änderungen in der Bindephase zu einer Verschlechterung der Zähigkeit. Der Erhöhung des Rißausbreitungswiderstands steht ein erheblich reduzierter Rißentstehungswiderstand gegenüber. Dies bedeutet, daß bereits geringste aufgebraachte Spannungen zu einer Rißbildung führen.
- (3) Erhöhung des Rißbildungswiderstandes und Erhöhung des inversen Rißausbreitungswiderstandes.
Aus den Ergebnissen von TVN12NiMo/H ist zu schließen, daß der Rißwiderstand über eine Wärmebehandlung optimiert werden kann.

	Sinterzustand poliert		geglüht 850°C/2h		nachverdichtet 1300°C/1kbar/1,5h	
Probe	α ($\mu\text{m}/\text{daN}$)	a_0 (μm)	α ($\mu\text{m}/\text{daN}$)	a_0 (μm)	α ($\mu\text{m}/\text{daN}$)	a_0 (μm)
WC1-6Co	16,2	0,7	14,4	85,0	-	-
WC12-7Co	12,4	4,7	10,9	-48,1	-	-
T18CoNi-N	13,5	23,7	11,0	51,0	-	-
T11CoNi-N	14,7	67,7	17,3	4,7	-	-
TVN12NiMo/H	20,4	123,7	24,6	74,7	21,4	112,7
2T1M	10,4	0	14,7	9,0	14,2	58,0

Tab. 21: Einfluß der Wärmebehandlung auf das Rißbildungs- und -ausbreitungsverhalten

(4) Verringerung des Rißbildungs- und Erhöhung des inversen Rißausbreitungswiderstandes. Das Hartmetall 1T2M zeigt von der untersuchten Gruppe eine Verringerung des Rißbildungs- und Ausbreitungswiderstandes. Die Wärmebehandlung führt damit zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften.

Eine Wärmebehandlung führt bei Hartmetallen, unabhängig von ihrem Rißausbreitungsmodus, zu einer Änderung der Zähigkeit. Eine gezielte Beeinflussung der Rißzähigkeit durch geeignete Wahl der Sinter- und Abkühlbedingungen und der anschließenden Wärmebehandlung führt zum Teil zu einer Verbesserung.

3.4.1.5. Druckfestigkeit

Die Bestimmung der Druckfestigkeit wurde an einigen, ausgesuchten Proben vorgenommen. Die Festigkeitswerte für WC-6Co bzw. WC(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen mit vergleichbarer Korngröße und Zusammensetzung werden mit 5,8 bzw. 4,9 kN/mm² angegeben <4>. Die gemessenen Festigkeitswerte dürften folglich, mit Ausnahme der Legierung WC1-9Co, erheblich unterhalb der tatsächlichen Druckfestigkeit liegen. Sie lassen daher nur eine relative Einordnung der Werkstoffe zu (Tab. 22).

Bei den WC-Co-Legierungen weist die Feinstkornsorte WC1-9Co die höchsten Druckfestigkeitswerte auf. Die Druckfestigkeit der (Ti,Mo)C-Hartmetalle ist unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Bindervolumina und Streubreite der Meßwerte etwa gleich groß. Die Druckfestigkeit zweiphasiger Hartmetalle fällt mit zunehmendem Bindergehalt ab. Bei einem Bindervolumen der (Ti,Mo)C_{1-x}-Proben zwischen ca. 9,5-11,5% sind unter Beachtung der Gefügeparameter den WC-Co-Legierungen vergleichbare Festigkeitswerte zu erzielen.

Anhand der Meßwerte der spinodalen Hartmetalle kann vermutet werden, daß sie eine ähnlich hohe Festigkeit aufweisen wie die WC-6Co-Legierung. Wegen der geringen Probenanzahl sind keine differenzierten Aussagen zum Einfluß der Carbid-Binderzusammensetzung spinodaler Hartmetalle auf die Druckfestigkeit möglich.

Probe	gemessene Druckfestigkeit (kN/mm ²)
WC-6Co	3,5 ± 0,2
WC1-9Co	6,1 ± 0,4
WC20-10Co	2,6 ± 0,2
TVN12NiMo/H	2,2 ± 0,2
T18CoNi-N	4,0
T15CoNi-N	3,3
T11NiN	3,7 ± 0,8
T16Ni-N	3,7 ± 0,5
2T1M	2,9 ± 0,1
1T1M	2,5
1T2M	3,3 ± 0,5

Tab. 22: Gemessene Druckfestigkeit verschleißfester Werkstoffe

3.4.2. Magnetische Eigenschaften

Die magnetischen Eigenschaften sind in Tabn. 23 a,b zusammengefaßt. Die Koerzitivfeldstärke als Kenngröße für die Bindermenge und -verteilung ist bei WC-Co-Legierungen von der Carbid--Korngröße abhängig. Bei den Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetallen spielt zusätzlich die Bindephasenstruktur eine Rolle. Für die Molybdän- und Titancarbidbasishartmetalle sind keine Zusammenhänge zwischen Koerzitivfeldstärke und Gefüge bekannt.

Die magnetische Sättigung ist ein Maß für den Anteil der gelösten ferromagnetischen Phase im Binder. Bei den WC-Co-Legierungen ist sie stark vom Kohlenstoffgehalt der Bindephase abhängig <188>. Wegen der dadurch beeinflussten Löslichkeitsverhältnisse in der Bindephase von Ti-Mo-C-Ni, Ti-Mo-C-N-Ni- und Ti-V-Nb-C-Ni-Mo-Systemen kann keine Abhängigkeit zwischen der magnetischen Sättigung und der chemischen Zusammensetzung festgestellt werden.

Aufgrund der bislang unbekanntem Zusammenhänge zwischen den Gefügeparametern, dem Lösungszustand in der Bindephase von Mo- und Ti-Basiswerkstoffen und den magnetischen Eigenschaften ist eine Einordnung der Ergebnisse nicht möglich.

Mit den Messungen gelingt es jedoch, den Einfluß der Wärmebehandlung und der isostatischen Nachverdichtung auf die magnetischen Eigenschaften aufzuzeigen.

WC-Basishartmetalle			Mo-Basishartmetalle		
	Koerzi- tivf. (Oe)	mag. S. (Tcm ³ /g 10 ⁻⁴)		Koerzi- zitivf. (O _e)	mag. S. (Tcm ³ /g 10 ⁻⁴)
WC1-6Co	259	9,6	2T1M	0	0,1
WC8-6Co	312	7,8	1T1M	0	0,1
WC2-4Co	286	5,2	1T2M	~ 0	0,8
WC12Co	-	-			
WC6Co	225	1,0	Titancarbidhartmetalle		
WC8FeCoNi	194	15,1		Koerzi- tivf. (O _e)	magnetische Sättigung (Tcm ³ /g 10 ⁻⁴)
WC8FeCoNi	103	12,6			
WC1-9Co	~ 0	~ 0			
WC12-7Co	153	1,1			
WC20-10Co	154	1,4	T13Ni	-	-
			T9CoNi	116	0,7
B2 (*)	~ 0	~ 0	TVN12NiMo	38,5	3,35
B1 (*)	225	1,0	T18CoNi-N	113	~ 0
B3 (*)	140	1,4	T15CoNi-N	105	3,3
B4 (*)	~ 0	~ 0	T11Ni-N	~ 0	~ 0
			T11CoNi-N	96	0,8
			T16Ni-N	10	~ 0

Tab. 23a: Magnetische Eigenschaften (*) Substrat

	Sinterzustand, poliert		geglüht 850°C/2 h		nachverdichtet 1300°C/1kbar/1,5 h	
	$H_c(0_e)$	magn. Sätt. ($Tcm^3/g \cdot 10^{-4}$)	$H_c(0_e)$	magn. Sätt. ($Tcm^3/g \cdot 10^{-4}$)	$H_c(0_e)$	magn. Sättigung ($Tcm^3/g \cdot 10^{-4}$)
WC1-6Co	271	9,4	259	9,6	-	-
WC12-7Co	153	1,1	156	8,3	-	-
T18CoNi-N	113	~ 0	112	11,4	-	-
T11CoNi-N	96	0,8	96	7,5	-	-
TVN12NiMo	45	3,3	~ 0	3,3	38	3,35
1T2M	~ 0	0,5	~ 0	0,8	~ 0	0,9

Tab. 23b: Einfluß der Wärmebehandlung auf die magnetischen Eigenschaften

3.4.3. Oxidationsverhalten

Oxidationsgeschwindigkeit

Hartmetalle können bei Zerspanoperationen Temperaturen oberhalb 700°C ohne weiteres erreichen. Die heißen Verschleißzonen, insbesondere die Nebenfleifläche sind dabei dem Luftzutritt ausgesetzt. Für das Verschleißverhalten spielt deshalb auch die chemische Beständigkeit des Werkzeugs gegenüber Sauerstoff eine Rolle.

Die Ergebnisse der Oxidationsversuche sind in Abb.43 zusammengefaßt. Die WC-Co-Hartmetalle weisen die höchste spezifische Gewichtszunahme auf.

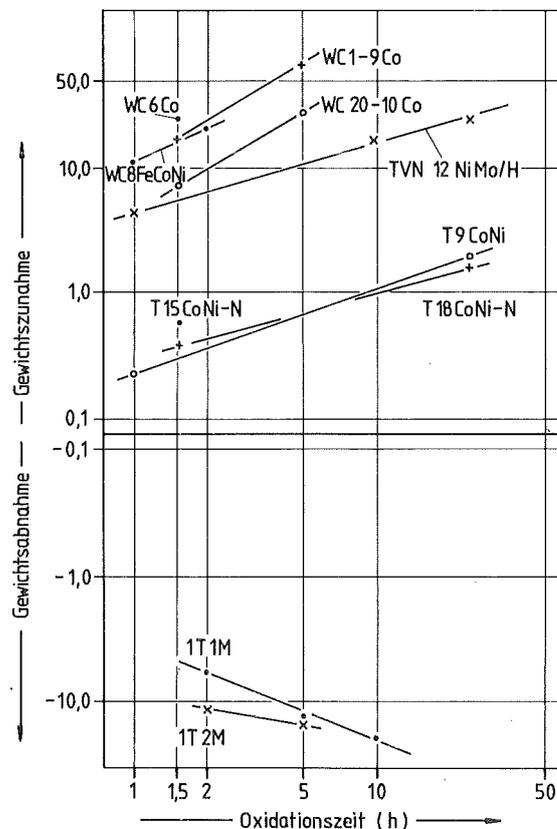


Abb. 43: Gewichtsveränderung der verschleißfesten Werkstoffe beim Glühen (900°C) in ruhender Luft

Die morphologische Beschaffenheit der Oxidschicht gestattet einen nahezu ungehinderten Zutritt von Luftsauerstoff durch die poröse, rissige Oxidschicht. Je feinkörniger das Hartmetall ist, umso höher ist die Gewichtszunahme. Eine Zugabe von Mischcarbiden zu WC-Co-Hartmetallen verringert die Oxidationsneigung. Die Gewichtszunahme der WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle liegt jedoch noch um eine Größenordnung über der von Titanbasishartmetallen. Die Zugabe von TiC zu den WC-Basishartmetallen verbessert auch das Haftungsvermögen der gebildeten Oxidschichten.

Die Bildung von Molybdänoxid neben den Titanoxiden führt bei der Oxidation von $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Ni-Proben zu einer Gewichtsabnahme (siehe dazu auch Abb. 44b). Der Ersatz von WC durch einen $(\text{Ti},\text{Mo})_{1-x}$ -Mischkristall bringt keine signifikante Verbesserung. Die Oxidationsbeständigkeit läßt sich über das Ti:Mo-Verhältnis beeinflussen. Die Proben weisen eine dem Hartmetall WC20-10Co vergleichbare Oxidationsgeschwindigkeit auf. Die gebildeten Oxide zerfallen beim Abkühlen zu Pulver, wobei ein Teil verdampft.

Die Probe TVN12NiMo/H zeigt, wie durch Übergang von VIa zu V und VIa-Carbiden das Zunderverhalten verbessert werden kann. Die Carbidzusätze führen zu einer deutlichen Verlangsamung der Oxidationsgeschwindigkeit.

Konventionelle TiC-Ni-Mo-Hartmetalle besitzen wegen ihres hohen Volumengehalts an TiC das beste Oxidationsverhalten. Die Oxidation führt zu einer dünnen, recht gut haftenden Oxidschicht, die eine passivierende Wirkung hat. Die vorliegenden Ergebnisse lassen allerdings bei Titancarbidbasis-Hartmetallen keine Schlüsse hinsichtlich des Einflusses der Korngröße und des Gehalts von IV und VIA-Carbiden zu, da die Oxidationsrate auch von der Carbidzusammensetzung beeinflusst wird.

Oxidationsbeginn

Die Abbn. 44 a,b zeigen die Gewichtsveränderung der verschleißfesten Werkstoffe beim Erhitzen an Luft. Das WC-Co-Hartmetall hat unter den untersuchten Werkstoffen den frühesten Oxidationsbeginn und höchste Oxidationsrate. Der Zusatz von Mischcarbiden verringert zwar die Oxidationsgeschwindigkeit, hat aber keinen Einfluß auf den Beginn der Reaktion. Wegen des hohen Anteils an Wolframcarbid führt die Oxidation zu keiner dichten Passivierungsschicht an der Werkstoffoberfläche.

Wie aus der Abb. 44b zu ersehen ist, kann die Oxidation von VC-Carbiden durch die Zugabe eines tit-anhaltigen Mischcarbids wesentlich verbessert werden. Der Reaktionsbeginn in $(\text{Ti,Mo})_{1-x}$ -Hartmetallen ist durch die Zugabe von Titancarbid zu höheren Temperaturen hin verschoben. Die Oxidation führt zu einer Reaktionsschicht geringer Haftfestigkeit. Das Abflachen der Kurve oberhalb 850°C kann mit dem zunehmenden Verdampfen der gebildeten Molybdänoxide erklärt werden. Die Abdampftrate ist oberhalb 850°C so hoch, daß trotz der fortlaufenden Oxidationsreaktion eine Gewichtsabnahme erfolgt.

Der Oxidationsbeginn kommerzieller TiC-Basishartmetalle liegt zwischen 600 und 700°C . Die Reaktion beginnt damit um ca. 100°C über dem der WC-Basishartmetalle. Sie beginnt umso früher, je höher der Mo-Gehalt ist. Wie die Abb. 44a zeigt, verläuft der Oxidationsvorgang der TiC-Basishartmetalle erheblich langsamer als der von WC-Basishartmetallen. Die Untersuchungen über den Beginn des Oxidationszeitpunkts von Hartmetallen, die für die Metallzerspannung eingesetzt werden können, machen deutlich, daß bei den auftretenden hohen Zerspantemperaturen mit einer Reaktion der Werkzeuge zu rechnen ist.

Versuchsweise wurde auch eine metallreiche Legierung oxidiert. Ihr Reaktionsbeginn liegt nur geringfügig über dem eines WC-Co-Hartmetalls. Der hohe Chromgehalt im Binder führt zu einer Passivierung der Oberfläche. Die Legierung kann bis zur Anlaß-

temperatur von 520°C eingesetzt werden, ohne daß ein nennenswerter Einfluß des Luftsauerstoffs zu verzeichnen ist. Da sie oberhalb der Anlaßtemperatur ohnehin erheblich an Festigkeit einbüßt, ist der weitere Oxidationsverlauf für das Einsatzverhalten nicht relevant.

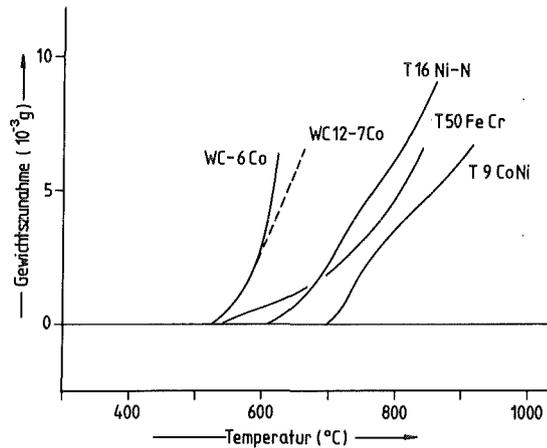


Abb. 44a

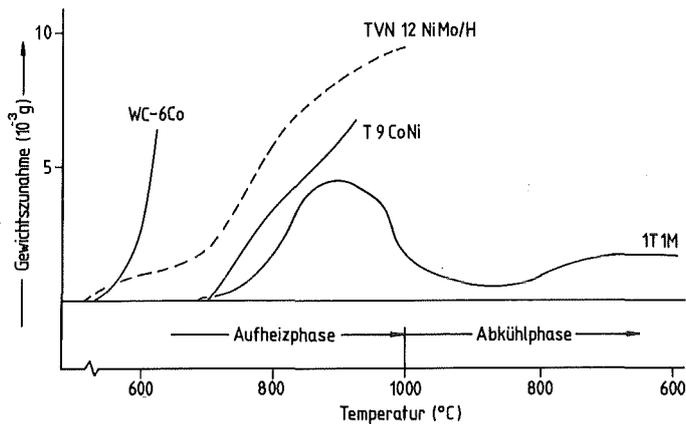


Abb.44b

Abb.44: Gewichtszunahme ausgewählter verschleißfester Legierungen beim Erhitzen an ruhender Luft. Aufheizrate $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$

3.5. Verschleißfestigkeit

3.5.1. Abrasion

Die Ergebnisse der abrasiven Verschleißuntersuchungen mit Hilfe des Schleifrad-Tests sind in Tab.24 und in den Abbn. 45 und Abb. 47a,b dargestellt. Der Verschleißwiderstand der untersuchten Legierungen ist sowohl von der Legierungszusammensetzung als auch von der Art und Korngröße des abrasiven Mediums abhängig.

Wie aus Abb. 45c hervorgeht, ist der Verschleißwiderstand der Legierungen stark vom Typ der verschleißenden Komponente im Verbund abhängig. Die WC-Basishartmetalle zeigen den höchsten Verschleißwiderstand und zwar unabhängig vom abrasiven Medium. Der Verschleißwiderstand verschlechtert sich durch die Zugabe großer Mengen an Mischcarbiden. Obwohl der Binder wie auch das Carbid durch das Verschleißmedium angegriffen werden, ist eine sehr starke Abhängigkeit des Verschleißes von der Carbidkorngröße zu verzeichnen. Die WC-Basishartmetalle mit einer geringen WC-Korngröße zeigen den höchsten Verschleißwiderstand.

Wie in Abb. 45a zu sehen ist, sind die $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Hartmetalle den TiC-Basislegierungen in der Verschleißfestigkeit ebenbürtig. Die Verschleißfestigkeit steigt mit zunehmendem Molybdängehalt. Der Abrasionswiderstand der TiC-Basishartmetalle liegt deutlich unter dem der WC-Co-Legierungen. Dies gilt sowohl für spinodale als auch für konventionelle Hartmetalle.

Durch eine Carbid-Bindephasenoptimierung lassen sich allerdings Werte erreichen, die den hoch titancarbidhaltigen WC-Basishartmetallen vergleichbar sind. Im Vergleich zu Aluminiumoxid als abrasivem Medium, welches eine stark ausgeprägte Differenzierung des Verschleißwiderstandes ermöglicht, wird bei der Verwendung des härteren Siliziumcarbidabrasionsmittels eine geringere Differenzierbarkeit festgestellt. Es ist eine enge Abhängigkeit des Verschleißes von der Korngröße des Schleifmittels feststellbar. Querschliffe verschlissener Proben sind in den Abbn. 46a-c zusammengestellt.

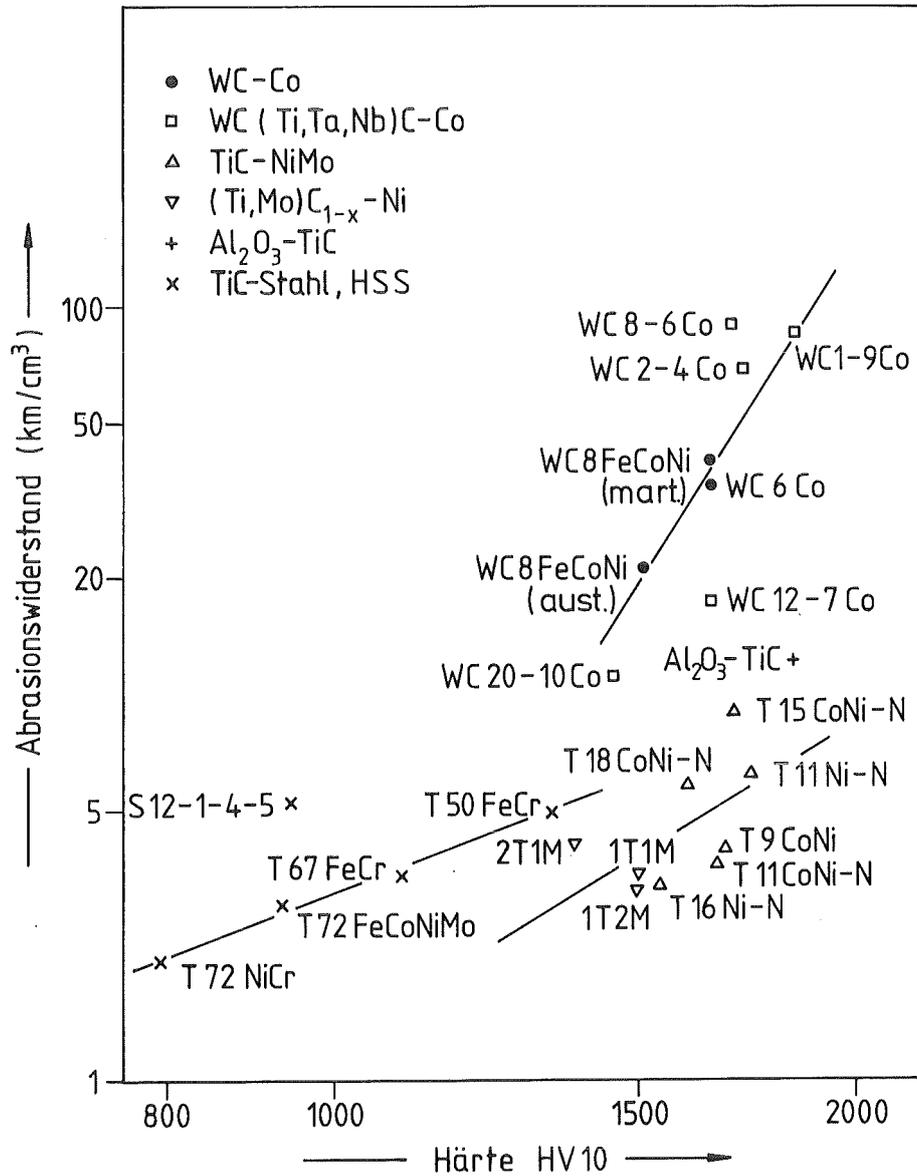


Abb. 45a: Abhängigkeit des Abrasionswiderstandes von der Härte (Schleifmittel Al₂O₃)

Probe	Al ₂ O ₃ (km/cm ³)	SiC (km/cm ³)	SiC(km/cm ³)
WC-6Co	35,1	9,7	2,7
WC8FeCoNi (mart.)	41,1	11,2	-
WC8FeCoNi (aust.)	21,7	9,8	-
WC1-6Co	90,5	11,9	-
WC2-4Co	72,8	12,4	-
WC1-9Co	87,5	15,2	3,5
WC8-6Co	-	15,7	-
WC12-7Co	17,4	8,6	2,2
WC20-10Co	11,2	6,8	1,2
T9CoNi	4,0	5,4	1,0
TVN12NiMo	5,7	3,9	-
T18CoNi-N	5,9	5,7	1,1
T15CoNi-N	10,2	7,1	-
T11Ni-N	6,1	4,7	1,0
TC11CoNi-N	3,7	-	-
T16Ni-N	3,3	-	-
2T1M	4,1	3,6	-
1T1M	3,4	3,2	-
1T1M/H	-	3,3	-
1T2M	3,2	2,1	-
1T2M/H	-	3,9	-
Al ₂ O ₃ -TiC	12,4	5,4	-
T67FeCr	3,4	6,9	1,0
T50FeCr	5,0	4,7	0,8
T72FeCoNiMo	2,9	8,7	1,4
T72NiCr	2,1	5,1	0,7
S12-1-4-5	5,4	18,3	1,9

Tab. 24: Abrasionswiderstand der untersuchten Werkstoffe

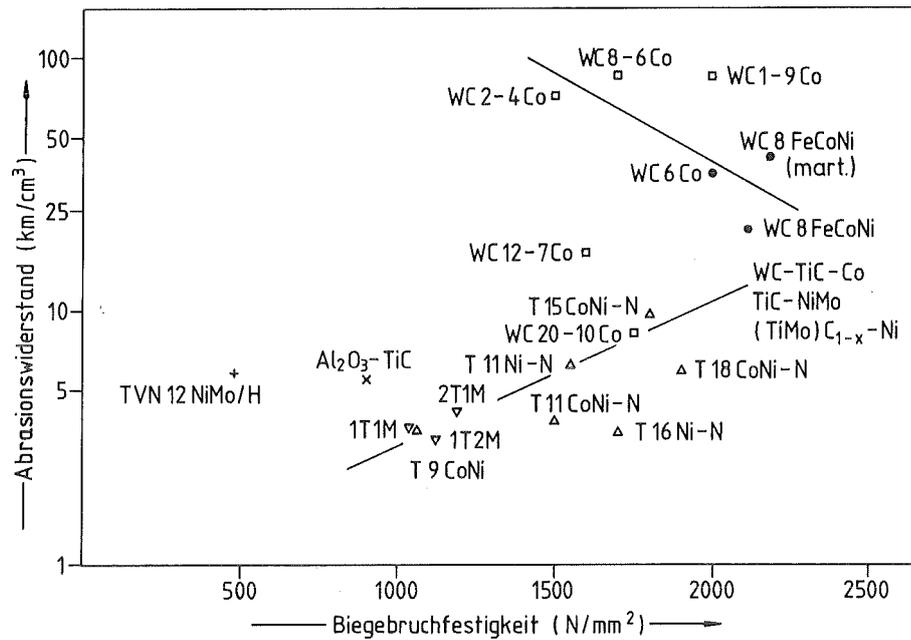


Abb. 45b: Abhängigkeit des abrasiven Verschleisses von der Biegefestigkeit (Schleifmittel Al_2O_3)

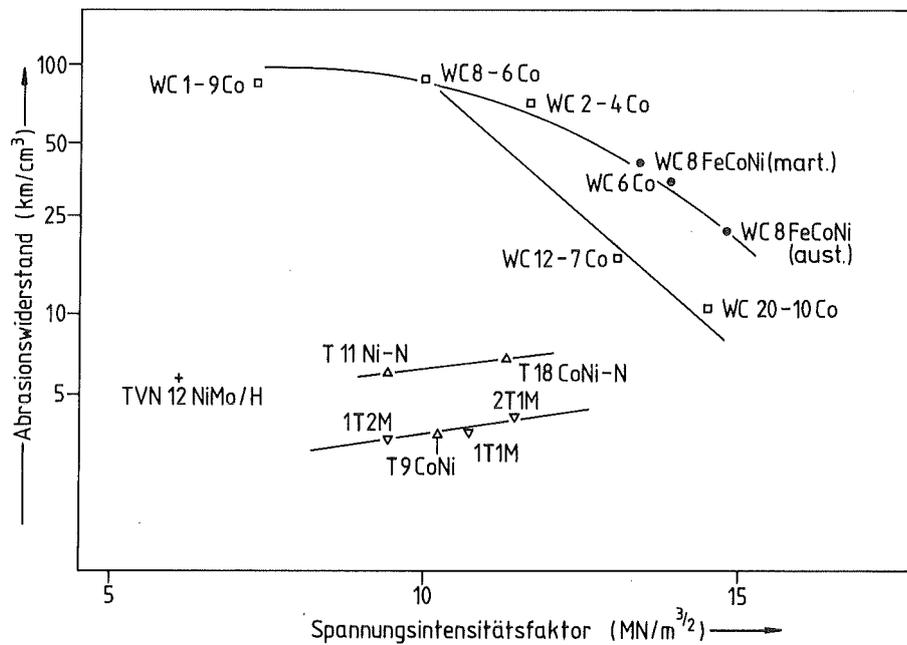


Abb. 45c: Abhängigkeit des abrasiven Verschleisses von der Rißzähigkeit (Schleifmittel Al_2O_3)

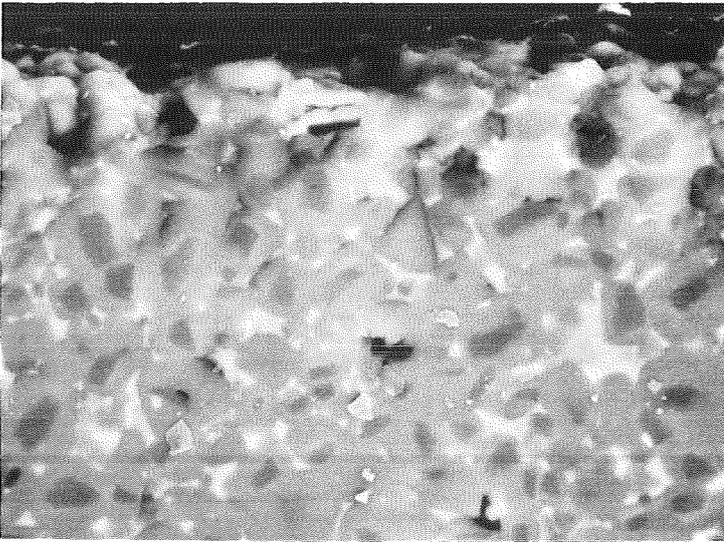


Abb. 46a:
T9NiCo 3000x
Schleifmittel: Al₂O₃

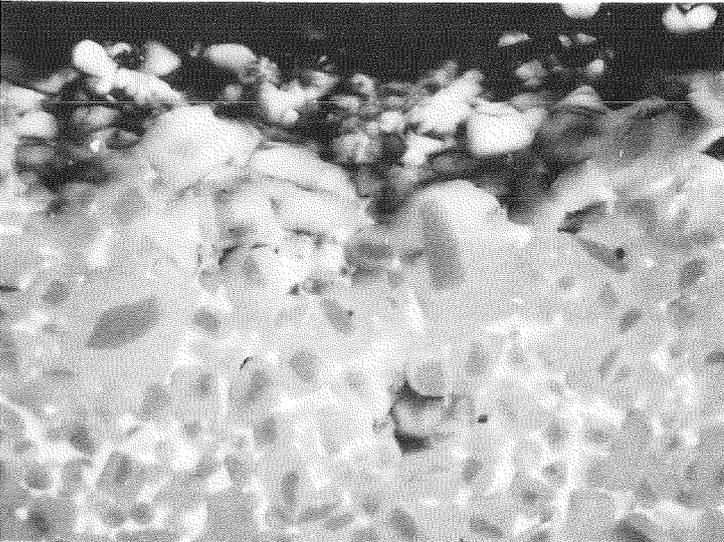


Abb. 46b:
T9NiCo 3000x
Schleifmittel: SiC 120

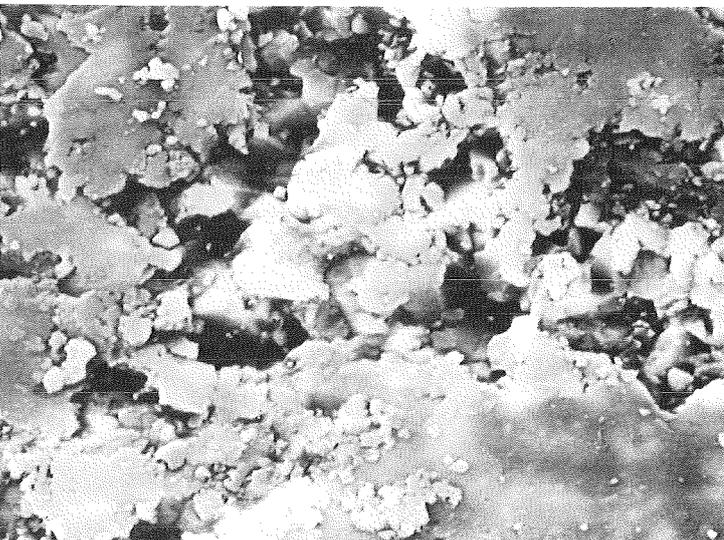


Abb. 46c:
Al₂O₃-TiC
Schleifmittel SiC 120

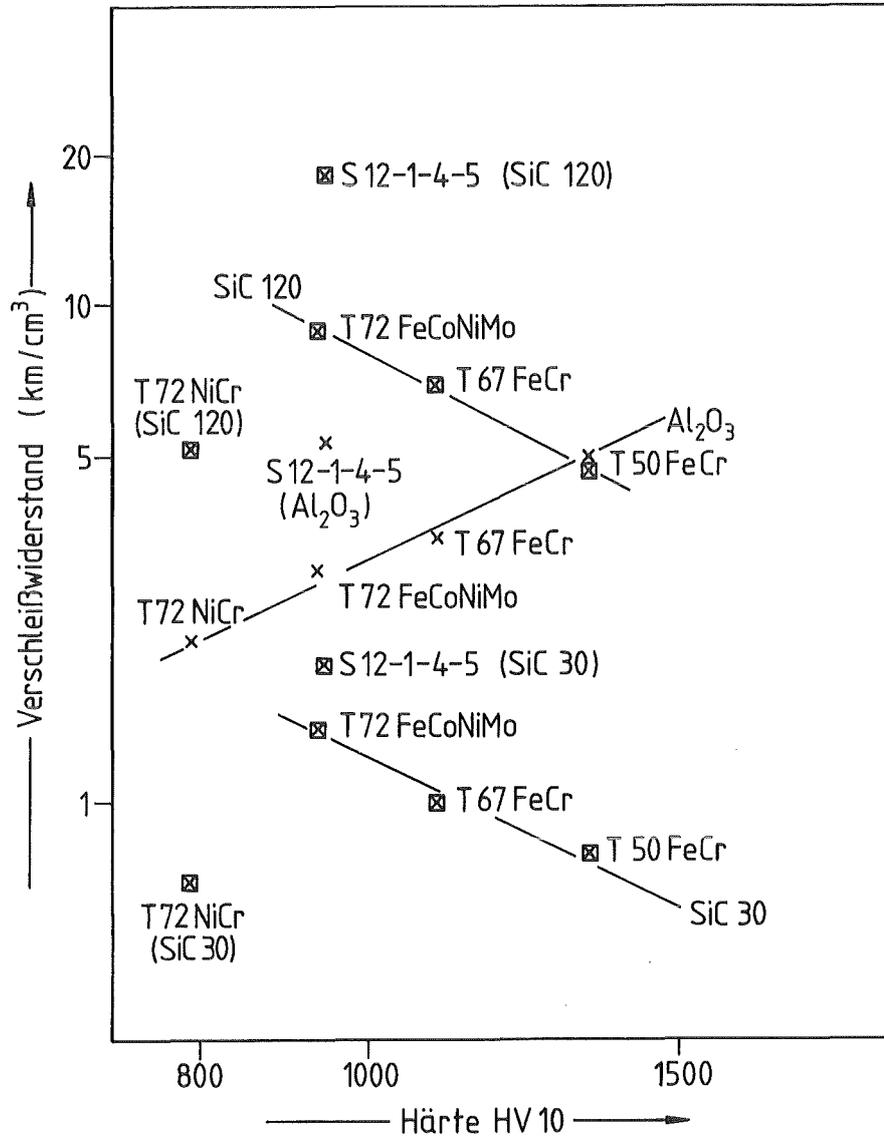


Abb. 47a: Zusammenhang zwischen der Makrohärte und dem Abrasionswiderstand metallreicher Werkstoffe (Schleifmittel Al_2O_3 , SiC 120)

Der Verschleißwiderstand der TiC-Basislegierungen ist im Verhältnis zu den Wolframbasislegierungen niedrig. Hierbei ist kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Zusammensetzung des Carbid oder dem Herstellungsverfahren (konventionell oder spinodale Entmischung) und dem Verschleißwiderstand ersichtlich. Der Unterschied im Verschleißwiderstand bei der Verwendung von SiC 30 und SiC 120 ist im Vergleich zum Verhalten der WC-Basishartmetalle vernachlässigbar klein. Die Verwendung von einem groben SiC-Korn führt bei den WC-Basislegierungen zu sehr niedrigen Verschleißwiderständen.

Bei den $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Hartmetallen führt bereits die Verwendung von feinem SiC-Schleifmittel zu hohem Verschleiß. Auch hier ist eine Abhängigkeit der Verschleißfestigkeit von der Carbidzusammensetzung feststellbar. Wie aus Tab. 24 hervorgeht, führt eine isostatische Nachverdichtung zu einer Verbesserung des Verschleißwiderstandes. $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$ - und TiC-Basishartmetalle zeigen einen tendenziell gleichen Verlauf des Verschleißwiderstandes in Abhängigkeit der einzelnen Materialkenngrößen.

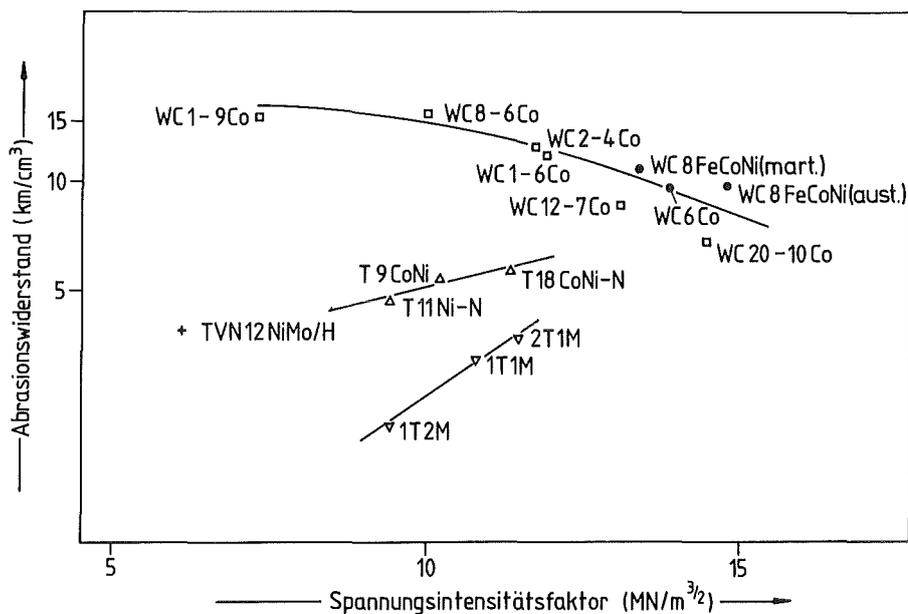


Abb. 47b: Abhängigkeit des Abrasionswiderstandes von der Rißzähigkeit (Schleifmittel SiC 120)

Überraschend ist die Feststellung, daß der Verschleißwiderstand der metallreichen Legierungen mit den TiC-Basishartmetallen vergleichbar ist, wobei die Art des abrasiven Mediums nur geringen Einfluß hat. Der Verschleißwiderstand ist sowohl vom Volumenanteil der Hartstoffphase als auch vom Binderzustand abhängig. Ein hoher Carbidgehalt ist bei der Verwendung von weichen Al_2O_3 -Schleifmitteln positiv, beim harten SiC-Medium negativ zu bewerten. Bei etwa gleichem Carbidgehalt erzielen Werkstoffe mit martensitischer Bindephase die besten Ergebnisse.

Der keramische Werkstoff Al_2O_3 -TiC zeigt ein Verschleißverhalten, das mit einem WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetall vergleichbar ist. Die Keramik ist einem TiC-Basishartmetall in jedem Fall überlegen.

Die Ergebnisse bestätigen in eindrucksvoller Weise, daß der Verschleißwiderstand keine Materialkenngröße darstellt. Obwohl Hartmetalle als verschleißfest betrachtet werden können, wäre es denkbar, daß in gewissen Anwendungsfällen, metallreiche Legierungen ähnliche Leistungen wie Hartmetalle vorweisen können.

3.5.2. Zerspanung

Der Schwerpunkt der Drehversuche lag auf der Zerspanung von Vergütungsstahl und Grauguß. Die Ergebnisse werden im Folgenden getrennt nach Werkstoffen dargestellt.

3.5.2.1. Vergütungsstähle

Zerspanversuche an 42CrMo4

Wie aus den Standzeitdiagrammen (Abbn. 48,51) hervorgeht, besitzen die untersuchten Hartmetalle sehr unterschiedliche Zerspanungscharakteristika. Das Gefüge der WC(Ti,Ta,Nb)C-Co-Schneidstoffe, in denen Carbide der 6. Hauptgruppe des Periodensystems als einzelne Gefügebestandteile vorliegen, neigen bei der Zerspanung von Stählen zur Verschweißung. Mit diesen

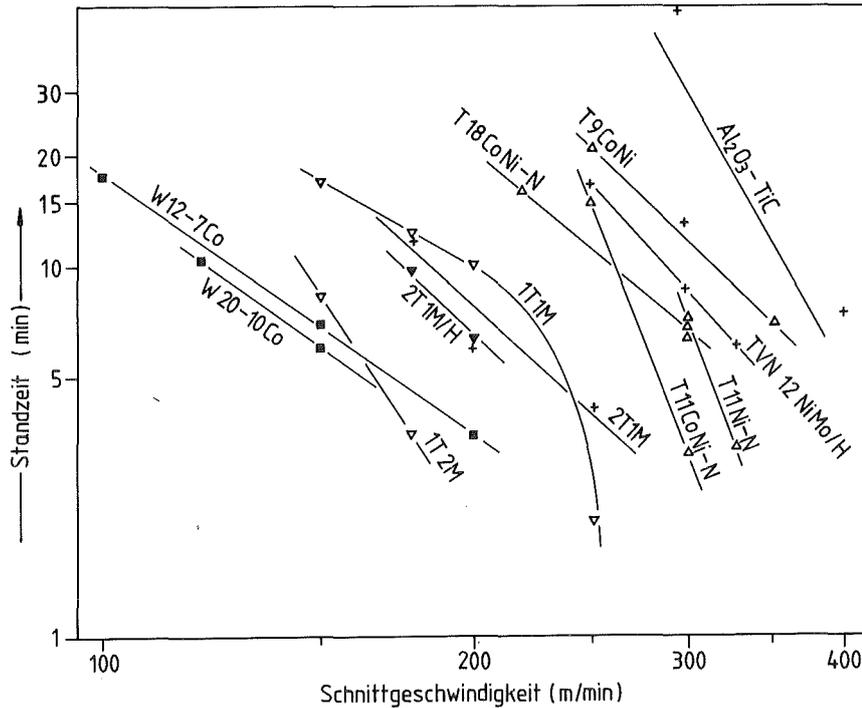


Abb. 48: Standzeitverhalten unbeschichteter Hartmetalle und Schneidkeramik beim Drehen 42CrMo4
Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$,
 $\varepsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Schneidstoffen sind deshalb nur vergleichsweise niedrige Schnittgeschwindigkeiten möglich. Reine WC-Co-Legierungen werden für die Zerspanung von Stählen nur dann eingesetzt, wenn außerordentliche Anforderungen an die Zähigkeit des Werkzeugs gestellt werden und der Verschleiß sekundäre Bedeutung hat.

Die (Ti,Mo)C-Hartmetalle liegen in ihrem Einsatzverhalten zwischen den Wolfram- und Titan-Basishartmetallen. Durch Zulegieren von Titancabid erhöht sich der kovalente Bindungsanteil des Hartstoffs. Die geringere Adhäsionsneigung vorwiegend kovalent gebundener Hartstoffe bei der Zerspannung von Eisenbasiswerkstoffen wurde auch schon von Trent <63> festgestellt.

Bei den (Ti,Mo)C-Hartmetallen ist die Schneidhaltigkeit vom Ti:Mo-Verhältnis abhängig. Im Rahmen der Versuchsbedingungen erwies sich ein Metallverhältnis von 1:1 als optimal. Aus dem Taylor-Diagramm ist erkennbar, daß eine isostatische Nachverdichtung beim (Ti,Mo)C-Hartmetallen nicht zu einer Verbesserung

der Standzeit führt. Die Verringerung des Kohlenstoffgehalts bewirkt eine Änderung der Löslichkeitsverhältnisse im Binder. Es ist zu erwarten, daß durch die Zunahme der gelösten Metallatome eine Erhöhung des Bindemetallanteils auftritt.

Auch das Auftreten der Drittphase $n\text{-MoC}_{1-x}$ und ihre Form begünstigen den Verschleiß. Die nadelförmigen Ausscheidungen können besonders bei hoher Zähigkeitsbeanspruchung als Rißkeime wirken.

Unter den untersuchten Hartmetallen ist mit den Titanbasishartmetallen die höchste Bearbeitungsgeschwindigkeit zu erreichen, wobei die konventionelle Legierung am besten abschneidet. Wie Abb. 22a zeigt, ist das Gefüge dieser Legierung grobkörnig. Aus der Lage und Neigung der Standzeiten der spinodalen Hartmetalle geht hervor, daß erhebliche Unterschiede vorhanden sind. Sie lassen sich jedoch nicht allein durch die mechanischen Eigenschaften erklären.

Die Versuchslegierung TVN12NiMo/H entspricht in ihrem Leistungsverhalten den Titancarbidbasishartmetallen. Sie ist den spinodalen Legierungen vor allem im Hochgeschwindigkeitsbereich überlegen. Erwartungsgemäß zeigt die Keramik im Rahmen der Untersuchungsbedingungen gegenüber den Hartmetallen erhebliche Vorteile im Zerspanungsverhalten. Warmfestigkeitseigenschaften und chemische Beständigkeit wirken sich positiv auf das Leistungsverhalten aus.

Die ermittelten Verschleißergebnisse sind abhängig von der Zerspanbarkeit metallischer Werkstoffe, dem Zustand der Versuchseinrichtung und der Wahl des Verschleißkriteriums. Um einen Vergleich der Ergebnisse mit großangelegten Zerspanungsuntersuchungen der Hartmetallhersteller zu ermöglichen, wurde die WC-20(Ti,Ta,Nb)-10Co-Legierung herangezogen. Auf dieser Vergleichsgrundlage, die nicht in gleicher Weise für die anderen Legierungen zutreffen muß, verlaufen die eigenen Taylorgeraden steiler und sind in Richtung zu niederen Standzeiten bzw. Schnittgeschwindigkeiten verschoben. Trotzdem ermöglichen

die ermittelten Standzeitkurven eine erste Einschätzung des Leistungspotentials im Vergleich zu marktüblichen Hartmetallen. Sie sind darüberhinaus Grundlage der Werkzeugeinsatzplanung, dienen der Optimierung des Zerspanungsprozesses und finden Eingang in die Kostenrechnung (siehe Kap.1.4.). Nachfolgend soll auf Einzelergebnisse eingegangen werden.

Der Ersatz von Wolframcarbid in Hartmetallen der P- und M-Gruppe durch einen (Ti,Mo)C-Mischkristall führt zu einer Verbesserung des Zerspanungsverhaltens. Aus der großen Spankontaktlänge und der flachen Kolkausbildung läßt sich eine den WC-Legierungen vergleichbare Wärmeleitfähigkeit ableiten (Abb. 49a).

Dies bedeutet, daß selbst erhebliche Kolkttiefen nicht zu einer nennenswerten Schwächung des Schneidkeils führen. Die Kolkrate steigt mit zunehmendem Molybdängehalt und erreicht im Mittel die eines WC-20(Ti,Ta,Nb)C-10Co. Die Verschleißprozesse auf der Freifläche von (Ti,Mo)C_{1-x}-Wendeschneldplatten verlaufen umso schneller steiler, je höher der Molybdängehalt ist.

Bereits kurze Zeit nach dem Anschnitt bildet sich bei Hartmetallen mit hohem Molybdän- oder Wolframgehalt eine tiefe Riefe, die sich von der Spanfläche über die Freifläche hinzieht. Trent <63> wies beim Auftreten dieser Verschleißmorphologie auf den Einfluß der Oxidation hin. Bei nachverdichteten Proben führt die η'-Phase zu einer Verschlechterung des Standzeitverhaltens. Die erzeugte Oberflächengüte des Drehteils war derjenigen kommerzieller WC-TiC-Co-Hartmetalle ebenbürtig.

Der zum Teil vollständige Ersatz des Wolframcarbids bei Steigerung des Titancarbidgehalts bis ca. 60 Vol.-% führt zu einer in der Werkstattpraxis wenig verbreiteten Gruppe von Hochgeschwindigkeitsschneidstoffen. Ihre Bindephase besteht aus einer Ni,Co-Legierung mit Molybdän-Zusätzen zur Verbesserung des Benetzungsverhaltens. Die niedrige Wärmeleitfähigkeit führt zu einer kleinen Spankontaktlänge und damit zu hoher Temperatur- und Druckbelastung in Schneidkantennähe. Die Schneidstoffe dürfen deshalb nur bis zu einer Verschleißmarkenbreite von 0,2

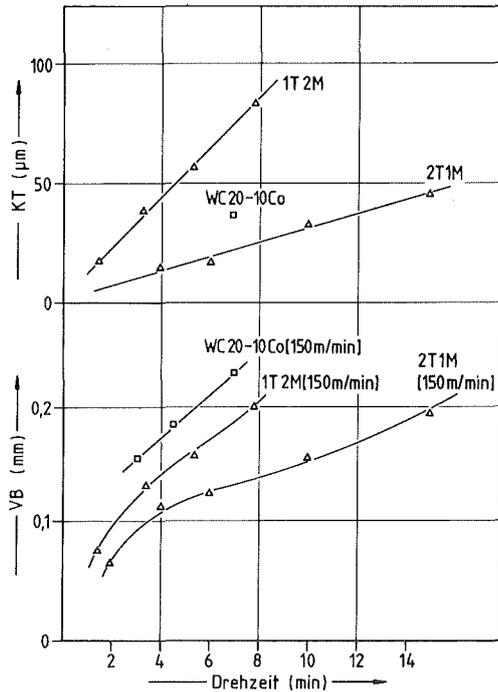


Abb. 49a:

Verschleißverhalten von Hartmetallen bei der Zerspangung von 42CrMo4

$$\alpha = 6^{\circ}, \gamma = -6^{\circ}, \lambda = 0^{\circ}, \epsilon = 90^{\circ},$$

mm im Einsatz bleiben.

Der Kolkverschleiß der untersuchten titancarbidhaltigen Schneidstoffe ist selbst bei hohen Schnittgeschwindigkeiten erheblich geringer als bei Werkzeugen auf Wolframcarbid-Titan-carbidbasis. Bei gleicher Schnittgeschwindigkeit scheint ein Ni,Co-Binder zu geringeren Kolk-tiefen zu führen als ein "reiner" Ni-Binder (Abb. 49b).

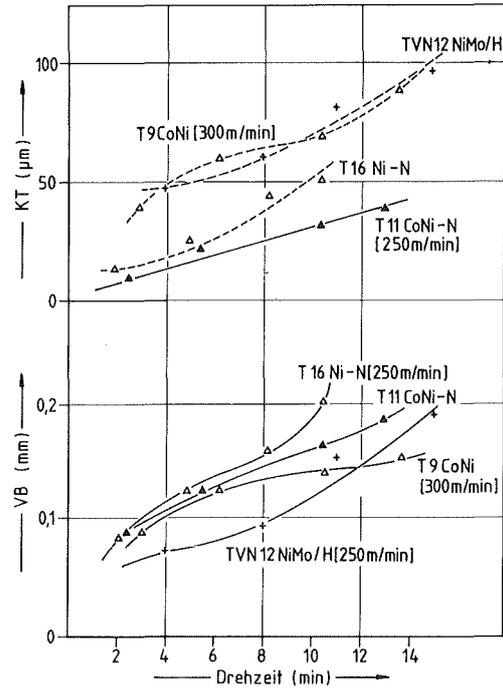


Abb. 49b:

Schnittbedingungen:

$$a_p = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$$

Die Versuchslegierung TVN12CoNi-H liegt wegen ihres geringen Bindergehaltes im Verschleißverhalten zwischen den spinodalen Hartmetallen und dem konventionellen TiC-Basishartmetall T9CoNi. Unter den gewählten Zerspandbedingungen kann bereits ab einer Schnittgeschwindigkeit von 250m/min Dunkelrotglut in der Schneidzone des Werkzeugs beobachtet werden. Daraus kann auf eine, in Relation zu kommerziellen TiC-Hartmetallen erheblich höhere Zerspantemperatur geschlossen werden. Wegen der Reaktionsneigung des Werkzeugs gegenüber Sauerstoff und der raschen

Kolktiefenzunahme ist auf der Spanfläche ein starker Verschleiß festzustellen. Bis zum Erreichen der Erliegsphase der Versuchslegierung besteht kein Unterschied in der Oberflächengüte der überdrehten Werkstücke im Vergleich zu konventionellen Schneidstoffen dieser Anwendungsgruppe.

Einfluß des Vorschubs auf die Höhe der Standzeit

An ausgewählten Schneidstoffen wurde der Einfluß des Vorschubs auf das Verschleißverhalten ermittelt. WC-TiC-Co-Hartmetalle zeigen bei einer Vorschubverdoppelung nur eine geringfügige Abnahme der Standzeit. Dagegen nimmt der Verschleiß der TiC-Basishartmetalle sehr stark zu. Die Leistungsminderung ist umso ausgeprägter, je höher der Anteil der IV und Va-Carbide ist.

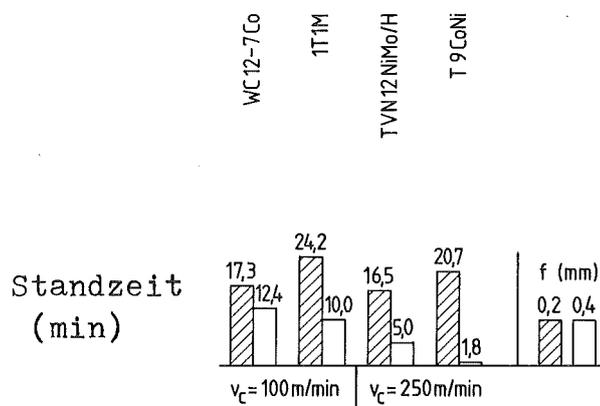


Abb. 50: Einfluß des Vorschubs auf die Höhe der Standzeit
Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\varepsilon = 90^\circ$,
 $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Durch die Wahl einer gleich hohen mittleren Verschleißmarkenbreite von 0,2 mm für alle Schneidstoffsorten für die Festlegung der Standzeit wird bei zähen Werkstoffen nicht das gesamte vorhandene Leistungspotential ausgenutzt. Die Legierungen 1T1M, TVN12NiMo/H und T9CoNi sind als Schlichtwerkstoffe anzusehen, während der Werkstoff WC12-7Co auch für leichte Schruppschnitte eingesetzt werden kann (Abb. 50).

Das Verschleißverhalten von Hartmetallen läßt sich durch eine Beschichtung mit Hartstoffen völlig verändern. Durch die verschleißfesten Schichten kann eine Ausdehnung des Einsatzbereiches zu höheren Schnittgeschwindigkeiten ermöglicht werden. Für die Stahlzerspanung sind beschichtete Werkstoffe mit WC-Co und WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Substraten auf dem Markt.

Der Anwendungsbereich und die möglichen Zerspanbedingungen sind von den Eigenschaften der Schicht und der Zähigkeit des Substrats abhängig. Die Ergebnisse eigener Untersuchungen sind in der Abb. 51 zusammengestellt.

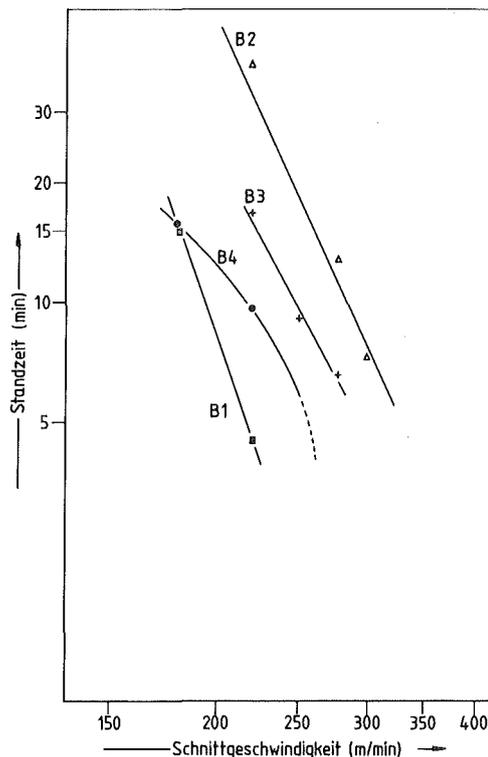


Abb. 51: Standzeitkurven beschichteter Hartmetalle beim Drehen von 42CrMo4
Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$,
 $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Die Standzeitkurven beschichteter Hartmetalle werden in der Anfangsphase des Verschleisses durch die Zusammensetzung der aufgetragenen Schichten, ihrer Struktur und der Haftfestigkeit auf dem Grundmaterial bestimmt. Hartmetalle mit einer Al_2O_3 bzw. $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -Beschichtung zeigen besonders gute Anwendungseigenschaften. Die dünnen Hartstoffschichten besitzen eine hohe Warmhärte bei ausreichender Zähigkeit. Das Carbonitrid vereinigt dabei die Diffusionsbeständigkeit von TiN mit den Gleiteigenschaften von TiC .

Wegen der erwähnten Eigenschaften der Beschichtung wäre ein langsamer Schichtabtrag zu erwarten gewesen. Die hohen Schnittgeschwindigkeiten müßten dann, nach Schichtdurchbruch zu einem rasch fortschreitenden Verschleißverlauf führen. Wie Abb. 52 zeigt, weicht der gemessene Verlauf der Verschleißmarkenbreite von dieser Idealvorstellung ab.

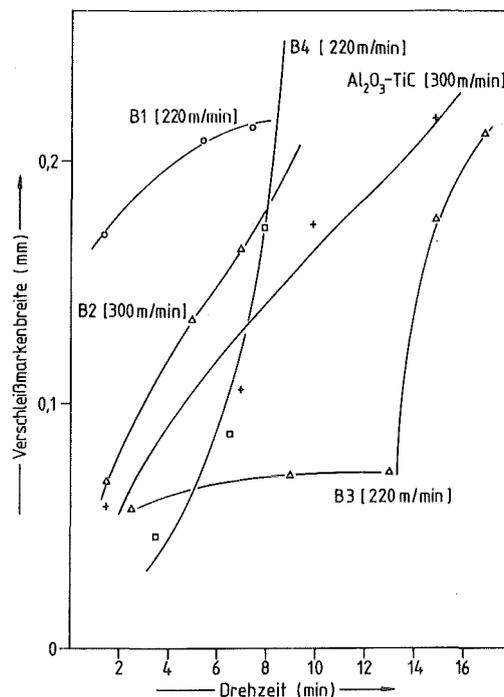


Abb. 52: Freiflächenverschleißverhalten beschichteter Hartmetalle und der Keramik beim Zerspanen von 42CrMo4
Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$,
 $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Für die Freifläche kann die Verschleißmarkenbreite, bei der die Hartstoffschicht stellenweise abgetragen ist, bei den eigenen Versuchen abgeschätzt werden zu:

$$VB_{\text{krit.}} = \text{Schichtdicke} \left(\frac{1}{\sin/\gamma/} + \frac{1}{\cos/\gamma/} \right)$$

mit $/\gamma/ = +6^\circ$:

$$VB_{\text{krit.}} \sim 10,6 \text{ Schichtdicke.}$$

Ein derartiges Verschleißverhalten kann nur bei B3 festgestellt werden. Die PVD-Ti(C,N)Beschichtung des B4 weist eine relativ hohe Porosität und Oberflächenrauigkeit auf. Diese Fehlstellen wirken als Kerben und führen zu einem raschen Verschleißverlauf auf der Freifläche.

Bei der Mehrlagenbeschichtung des B1 kommt es bereits kurz nach Anschnitt zum Abplatzen der Schicht an der Schneidkante. Haftfestigkeit und Rißausbreitungsverhalten bestimmen den weiteren Verlauf. Die Haftfestigkeit der einzelnen Schichten untereinander spielt auch beim B2 eine große Rolle.

Der Verschleiß auf der Spanfläche der Hartmetalle B1-B3 war vernachlässigbar. Die gemessenen Kolkttiefen lagen im Bereich der Beschichtungsdicke. Nur bei den Hartmetallen B4 erreichte die Kolkttiefe in dem in Abb. 52 dargestellten Versuch einen Wert von 30 m.

Der Verschleißverlauf der beschichteten Hartmetalle (Abb. 52) macht deutlich, daß der Fortschritt auf den Span- und Freiflächen unabhängig voneinander erfolgt. Die Haftfestigkeit der Hartstoffschichten und ihr Abriebverhalten sind für den Freiflächenverschleiß von entscheidender Bedeutung. Damit wird verständlich, weshalb die beiden mehrlagigen Beschichtungen bereits nach kurzer Drehzeit zu verhältnismäßig großen Verschleißmarken neigen.

Zerspanversuche an CK45

Die Zerspanversuche an CK45 bestätigen die bei der Zerspannung von 42CrMo4 gefundene Einordnung der Schneidstoffe ins Standzeit-Schnittgeschwindigkeitssystem (Abb. 53). Der Austausch der Hartstoffe in WC-Basishartmetallen gegen einen $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Mischkristall führt auch hier zu einer Verbesserung der Schneidhaltigkeit. Das Leistungsvermögen ist eindeutig vom Ti:Mo-Verhältnis abhängig. Aus Abb. 54a geht hervor, daß bei den $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$ - und WC- $(\text{Ti},\text{Ta},\text{Nb})\text{C}$ -Co-Hartmetallen der Freiflächen- und Kolkverschleiß erheblich ist.

Dagegen weisen die TiC-Basishartmetalle kaum Kolkverschleiß auf. TiC-Basishartmetalle zeigen eine sehr kurze Spanberühr-

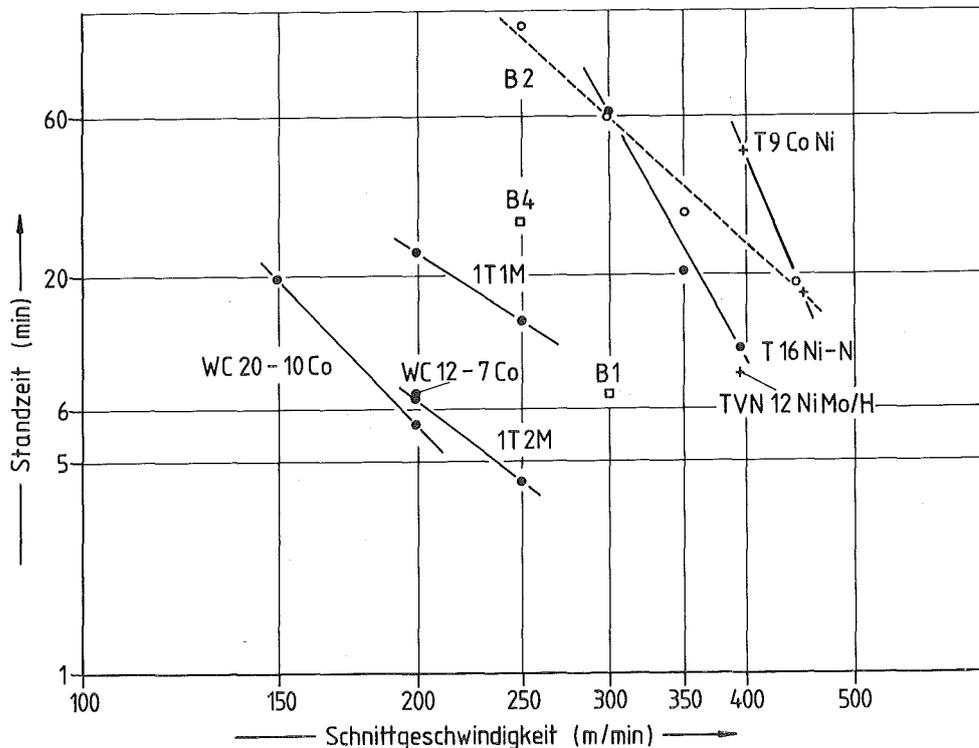


Abb. 53: Standzeitdiagramm unbeschichteter Hartmetalle beim Drehen von CK 45, Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\varepsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p f = 1,0 \text{ } 0,2 \text{ mm}^2$

länge. Dies ist ein Hinweis darauf, daß der überwiegende Anteil der Zerspanwärme mit den Spänen abgeführt wird. Auch der Freiflächenverschleiß verläuft bei dieser Hartmetallgruppe erheblich niedriger.

Gegenüber einem spinodalen Hartmetall schneidet die konventionelle Legierung T9CoNi besser ab.

Die Legierung TVN12NiMo zeigt ein den WC-Basishartmetallen vergleichbares Verschleißverhalten. Insbesondere das Kolkverschleißverhalten weicht erheblich von dem der TiC-Basishartmetalle ab. Die Spanberüchrlänge dieses Schneidstoffs war auffallend groß.

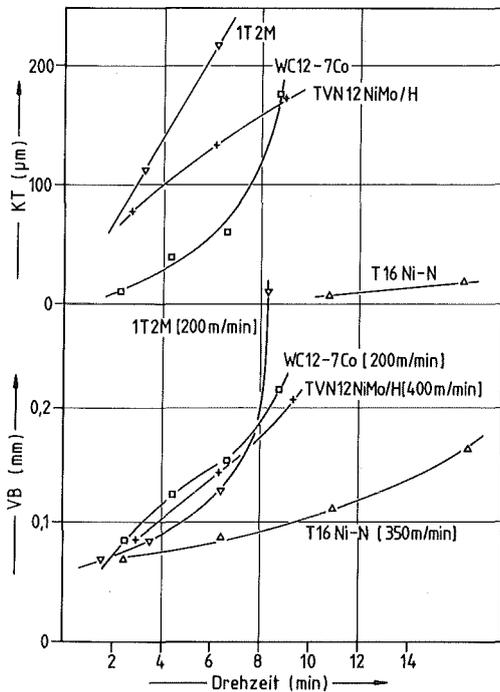


Abb. 54a

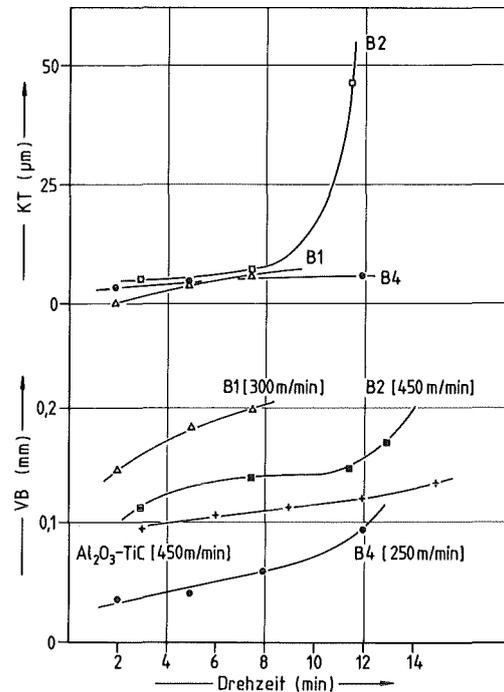


Abb. 54b

Abb. 54: Verschleißverhalten von Hartmetallen beim Zerspanen von CK 45, Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\varepsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Das Verschleißverhalten beschichteter Hartmetalle ist von der Beschichtung und dem Grundmaterial abhängig. Der Verschleißverlauf ist für die untersuchten Schneidstoffe auf der Span- und Freifläche unterschiedlich.

3.5.2.2. Grauguß

WC-Co-Legierungen (z.T. mit geringem Anteil an kubischen Carbiden) besitzen unter den Hartmetallen eine Sonderstellung bezüglich Zähigkeit, Druck- und Verschleißfestigkeit. Wegen ihrer Bedeutung für die Zerspanung von Nichteisenlegierungen und Gußlegierungen (vgl. Kap. 1.4.) wurden WC-Co-Hartmetalle und potentielle Substitutionswerkstoffe auf ihr Leistungsvermögen bei der Graugußbearbeitung untersucht (Abb. 55).

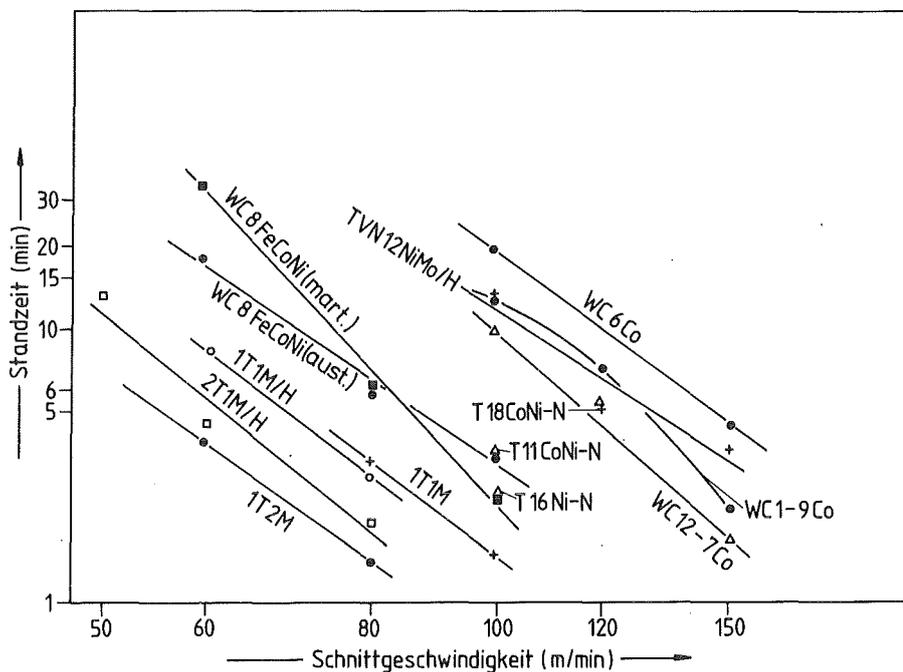


Abb. 55: Standzeitdiagramm unbeschichteter Hartmetalle beim Drehen von GG 30, Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_{p \cdot f} = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

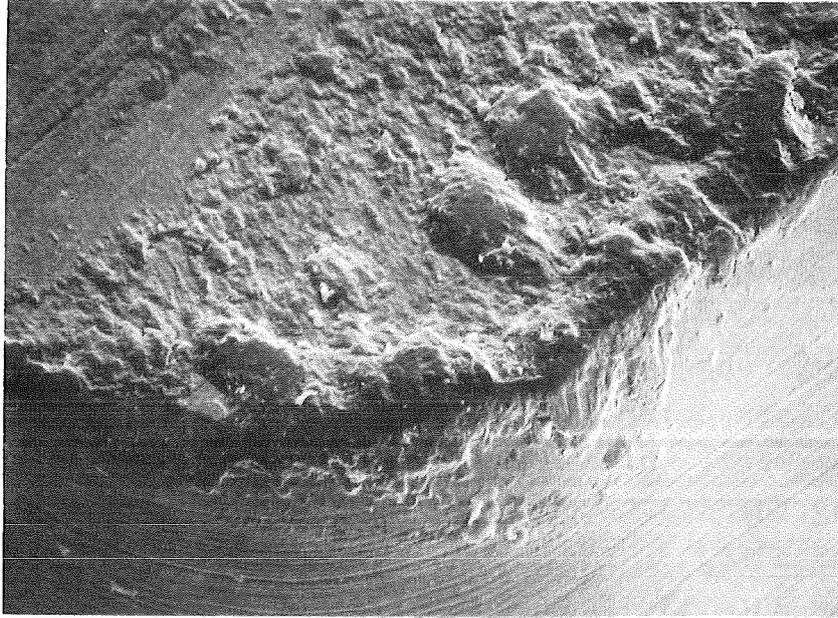


Abb. 56a: WC-6Co 100x

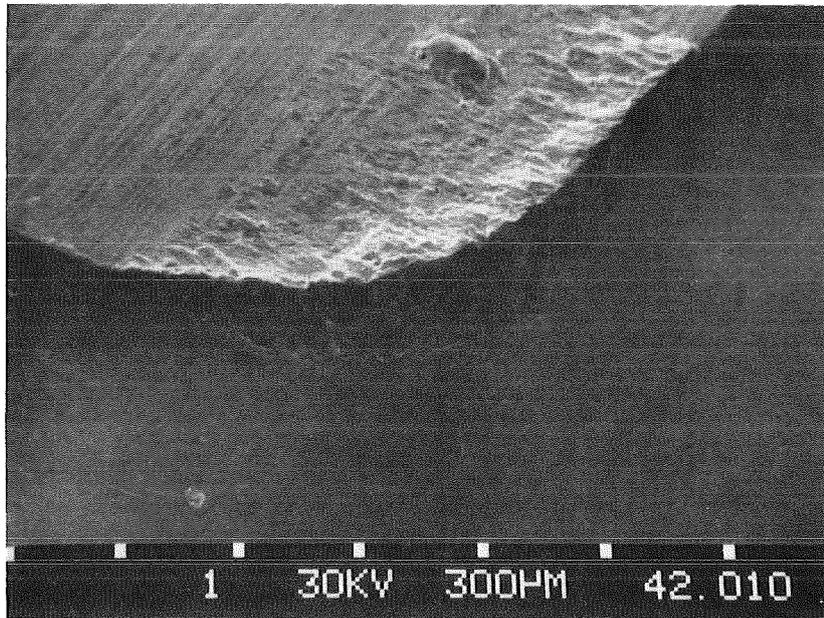


Abb. 56b: WC-7,5FeCoNi(aust.) 30x

Abb. 56: Adhäsionsschichten an der Schneidkante von Woframbasiswerkstoffen bei der Zerspanung von GG30

Schnittbedingungen: $\alpha=6^\circ$, $\gamma=-6^\circ$, $\lambda=0^\circ$, $\varepsilon=90^\circ$, $\kappa=71^\circ$
 $a_p \cdot f=1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$, $v_c = 100 \text{ m/min}$

WC-Co-Hartmetalle zeigen die besten Zerspanungsergebnisse. Die Standzeit wird von der Carbidkorngröße beeinflusst. Hartmetalle mit besonders kleiner Korngröße zeigen vor allem bei hohen Schnittgeschwindigkeiten einen hohen Freiflächen- und Kolkverschleiß.

Hartmetalle mit Fe,Co,Ni-Binder sind den Legierungen mit Cobaltbindern unterlegen. Die Abb. 56 zeigen die Adhäsionsneigung der Wolframbasiswerkstoffe. Adhäsionszonen auf der Frei- und Spanfläche waren über den gesamten Schnittgeschwindigkeitsbereich beobachtbar.

Das Fe,Co,Ni-Hartmetall mit martensitischer Bindephase verschleißt durch das Abtrennen der Verschweißungszonen aufgrund der höheren Binderfestigkeit weniger schnell als die Fe,Co,Ni-Legierung mit austenitischer Bindephase (Abb. 57b).

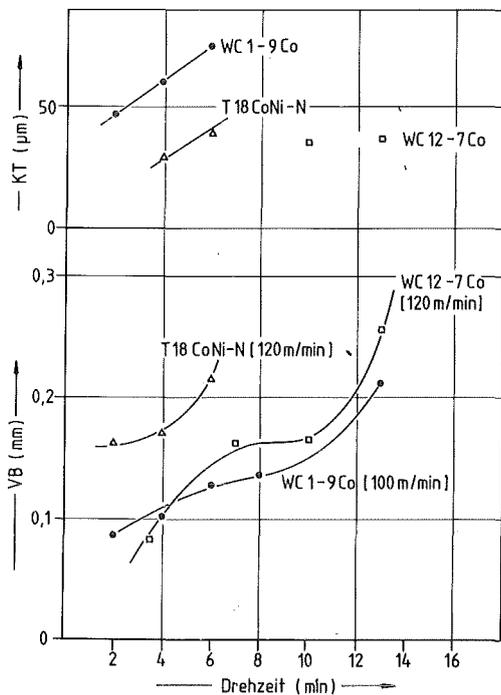


Abb. 57a

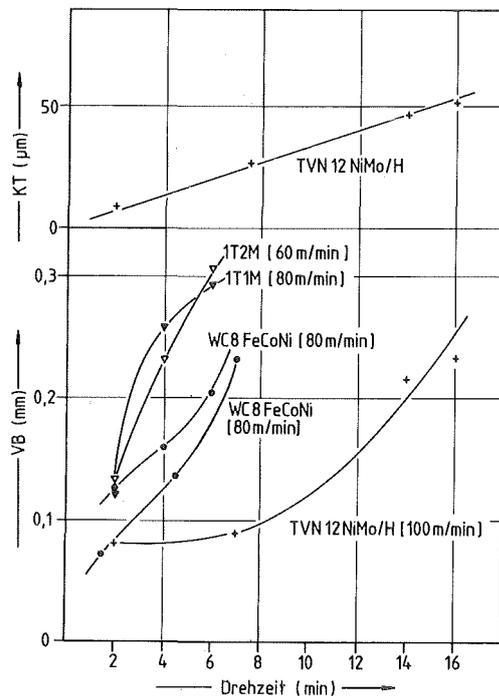


Abb. 57b

Abb. 57: Verschleißverhalten von Hartmetallen bei der Zerspanung von GG 30, Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p f = 1,0 \ 0,2 \text{ mm}^2$

Die Ergebnisse der $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Hartmetalle bei der Zerspanung von GG30 sind unbefriedigend. Schnittgeschwindigkeiten unterhalb von 80 m/min führen zu Aufbauschneiden. Hartmetalle dieser Zusammensetzung verschleifen durch Bindererosion und Ablösung von Carbiddkörnern. Da diese Legierungen im Vergleich zu allen anderen Hartmetallen die größten Carbiddkörner aufweisen, ist mit einer deutlichen Leistungssteigerung durch eine Gefügeoptimierung zu rechnen.

Auch bei der Zerspanung von Grauguß erweist sich ein Ti:Mo-Verhältnis von 1:1 als optimal. Das Verschleißverhalten ist darüberhinaus auch vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Unterkohlte Werkstoffe mit Ausscheidungen von $\eta\text{-MoC}_{1-x}$ zeigen durchwegs niedrigere Standzeiten.

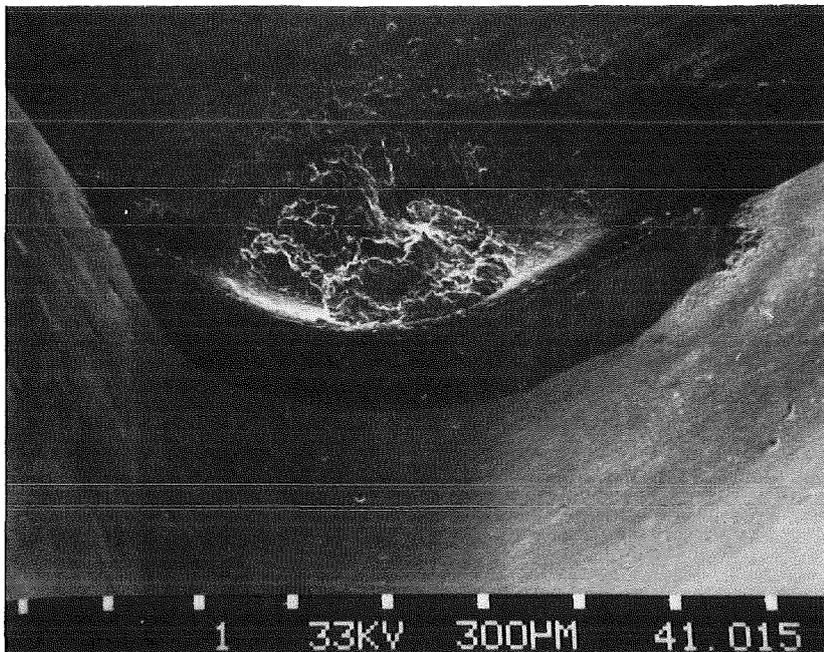


Abb. 58: Adhäsionsverschleiß der Legierung TVN12NiMo/H
 Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\epsilon = 90^\circ$
 $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$, $v_c = 150 \text{ m/min}$

Größere Zusätze von Titancarbid verschlechtern die Zerspaltungseigenschaften von WC-Basishartmetallen. Der Zusatz vermindert zwar die Bildung der Adhäsionsschichten, bei ihrer periodischen Ablösung werden jedoch bevorzugt die runden Mischcarbidkörner aus dem Verbund herausgelöst.

Nach Hara et al. <164> kann mit spinodalen Hartmetallen Grauguß zerspannt werden. Versuchweise wurden deshalb einige Legierungen mit W- und Ta-Zusätzen in der Carbidgephase eingesetzt. Hartmetalle dieser Gruppe weisen bereits in der Anfangsphase hohe Verschleißmarkenbreiten auf. Die starke Zunahme der Vorschub- und Passivkräfte bewirken einen steilen Anstieg der VB-Kurve.

Das Verschleißverhalten der TVN12NiMo/H-Versuchslegierung ähnelt dem des spinodalen Hartmetalls T18CoNi-N. Zusätzlich bilden sich jedoch Verschleißzonen in der Kolkung aus (Abb. 58).

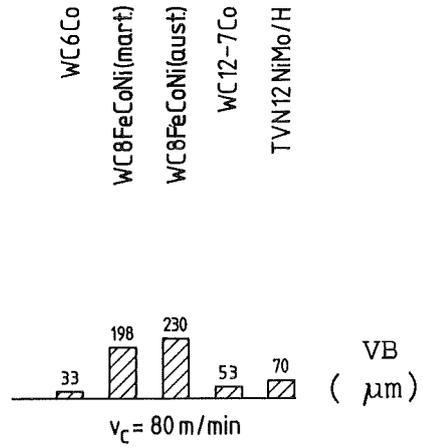
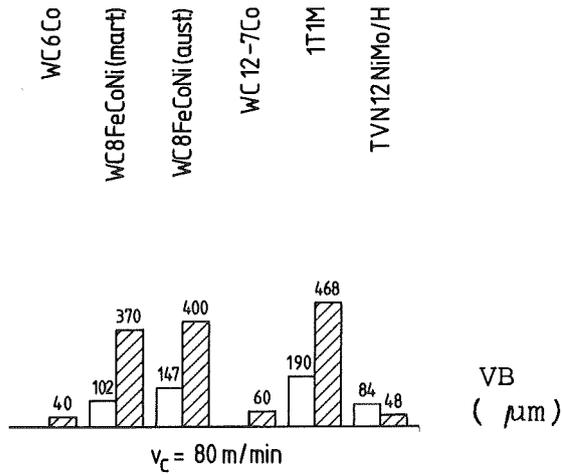


Abb. 59a: Einfluß der Schnitttiefe

Abb. 59b: Einfluß des Vorschubs

auf die mittlere Verschleißmarkenbreite, Schnittbedingungen:

$$/ \alpha / \gamma / \lambda / \epsilon / a_p / f =$$

6/-6/0/90/71/1,0 bzw. 2,0/0,2

6/-6/0/90/71/1,0/0,4

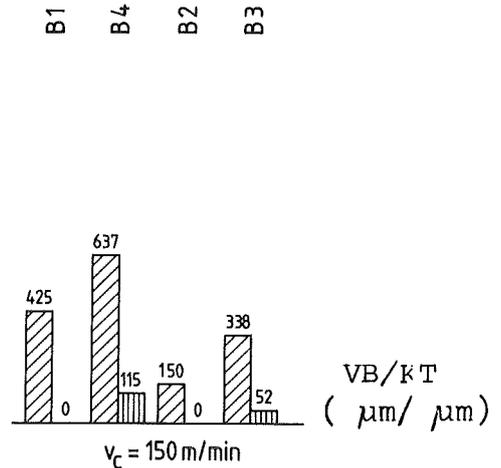
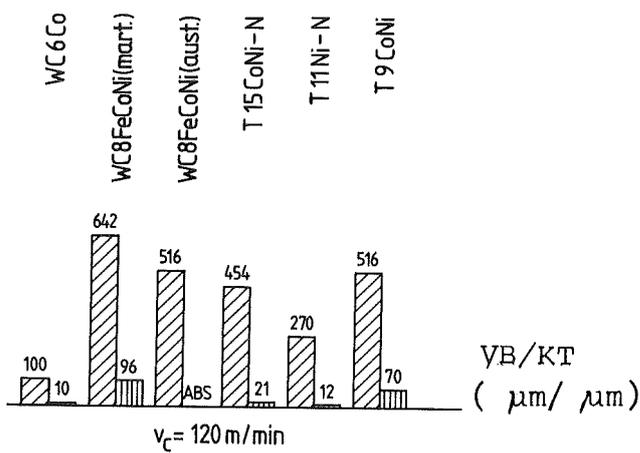


Abb. 59c: Einfluß des Spanwinkels

Abb. 59d: Einfluß des Vorschubs

auf die mittlere Verschleißmarkenbreite und Kolktiefe, Schnitt-

$$dingungen: \alpha / \gamma / \lambda / \epsilon / \kappa / a_p / f =$$

11/6/0/90/71/1,0/0,2

6/-6/0/90/71/1,0/0,2

Die aussichtsreichen Ergebnisse der Ti-haltigen Hartmetalle deuten an, daß durch eine geeignete Carbid-Binderkombination die Leistung kommerzieller WC-Co-Legierungen erreicht werden kann. Die Abbn. 59 zeigen die Zusammenfassung von Drehversuchen mit 3 min Dauer. Dargestellt ist der Einfluß der Veränderung von Spantiefe, Spanwinkel und Vorschub auf die Verschleißmarkenbreite und Kolkentiefe. Bei den Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetallen führt eine Erhöhung der Spantiefe im negativen Schnitt zu einer 2-3fachen Erhöhung der Verschleißmarkenbreite. Die Adhäsion hat einen hohen Anteil am Gesamtverschleiß. Auch die Legierung T1M läßt ein analoges Verhalten in Bezug auf den Verschleißzuwachs erkennen.

Eine Verdoppelung der Schnitttiefe führt zu einer Verbesserung des Verschleißverhaltens des TVN12NiMo/H. Es konnten keine Unterschiede in der Oberflächengüte der überdrehten Flächen festgestellt werden. Das Verschleißverhalten der beschichteten Hartmetalle wurden bei einer Schnittgeschwindigkeit von 150 m/min untersucht. Kolk- und Freiflächenverschleiß entwickelten sich sehr unterschiedlich.

Die Mehrlagenbeschichtungen B1 und B2 wiesen keinen Durchbruch der Beschichtung auf der Spanfläche auf. Dagegen wurde sowohl beim B3 als auch beim B4 das Substrat ausgekolkt. In Bezug auf das Freiflächenverhalten kann keine eindeutige Wertung zugunsten der mehrlagigen Beschichtungen abgegeben werden.

Abb. 59c zeigt die Ergebnisse mit positiver Schneidengeometrie. Die Hartmetalle mit Fe,Co,Ni-Binder schneiden wegen ihrer Verschweißneigung gegenüber einem konventionellen WC-6Co deutlich schlechter ab. Auch das in der gleichen Zerspanungsanwendungsgruppe liegende spinodale Hartmetall T11Ni-N ist der WC-Co-Legierung unterlegen. Das für diese Zerspanungsaufgabe ungeeignete T9CoNi zeigt auf der Freifläche eine schartige Verschleißmarke. Hartmetalle mit großer Verschleißmarkenbreite weisen auch einen entsprechenden Kolkverschleiß auf.

3.5.2.3. Unterbrochene Schnitte

Auswirkungen der Schnittkraftunterbrechung beim Drehen

Die Fertigbearbeitung von Werkstücken mit Bohrungen, Einfräsungen oder das Überdrehen bestückter Rotoren macht häufig Drehvorgänge mit unterbrochenem Schnitt notwendig. Dazu werden z.T. Wendeschneidplatten ohne Spanflächenfase eingesetzt. Die Durchführung solcher Bearbeitungsoperationen stellt hohe Anforderungen an die Zähigkeit der Schneidstoffe. Zur Simulation solcher Bedingungen wurden Drehversuche an genuteten Wellen durchgeführt. Das Verschleißverhalten ist dabei stark abhängig von den Zerspanbedingungen und der Präparation der Schneidkante. Die Bedingungen wurden so gewählt, daß innerhalb der Versuchszeit (3 min) keine makroskopischen Brüche auftraten

Die Ergebnisse, die in Tab. 25 zusammengefaßt sind, sollen im Zusammenhang mit den Werkstoffkenngrößen in Kap. 4.3.2.3. diskutiert werden.

Fräsversuche

Mit ausgewählten Schneidstoffen wurden Fräsversuche an Vergütungsstahl durchgeführt. Die thermische und mechanische Wechselbelastung führt bei allen untersuchten Hartmetallen zur Ausbildung von Kamm- und Querrissen auf der Span- und Freifläche (Abbn. 60, 62, 63).

Die Anzahl der Kammrisse in Schlichtversuchen war bei den (Ti,Mo)C-Hartmetallen und der WC20-10Co-Legierung etwa gleich groß. Die Erhöhung des Vorschubs im Einzahnfräsen zieht bei den (Ti,Mo)C-Legierungen eine erhebliche Vermehrung der Kammrisse nach sich. Dies deutet darauf hin, daß bei diesen Legierungen die erhöhten thermomechanischen Wechselbelastungen nicht mehr durch plastische Verformungsvorgänge abgebaut werden können. Die Verschleißergebnisse sind jedoch nicht allein mit dem Umfang der Ribildung an der Schneidkante erklärbar.

Probe	CK45		GG30	
	VB _{max} (μm)	VB _m (μm)	VB _{max} (μm)	VB _m (μm)
WC-6Co	-	-	161	114
WC8FeCoNi (mart.)	-	-	179	135
WC8FeCoNi (aust.)	-	-	226	167
WC1-9Co	-	-	317	220
WC12-7Co	152	77	233	140
WC20-10Co	105	81	270	210
T9CoNi	286	71	133	-
TVN12NiMo/H	296	-	-	-
T18CoNi-N	337	-	83	51
T11Ni-N	127	83	177	152
T11CoNi-N	98	70	261	234
T16Ni-N	85	51	102	43
2T1M/H	354	-	-	-
1T1M	>940	-	-	-
1T1M/H	335	-	-	-
1T2M	851	-	-	-
1T2M/H	814	-	-	-
B1	152	-	344	-
B3	112	-	105	-
B4	53	-	128	-
S12-1-4-5	12	10	75	-
Zerspanbedingungen				
Hartmetalle	v _c = 200 m/min a _p · f = 1,0 · 0,1 mm ²		v _c = 150 m/min a _p · f = 1,0 · 0,2 mm ²	
Schnellarbeitsstahl	v _c = 30 m/min a _p · f = 1,0 · 0,1 mm ²		v _c = 60 m/min a _p · f = 1,0 · 0,2 mm ²	

Tab. 25: Ergebnisse der Drehversuche im unterbrochenen Schnitt

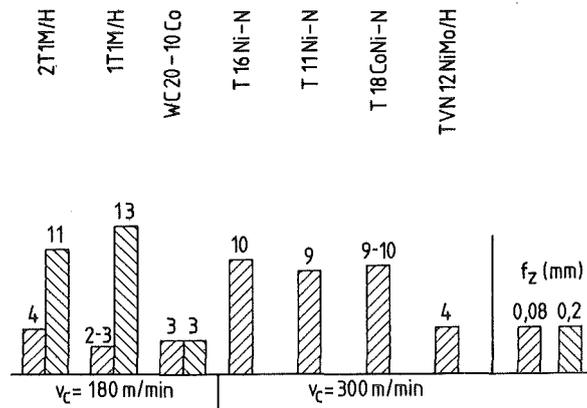


Abb. 60: Anzahl der Kammrisse beim Fräsen von 42CrMo4
Fräsweg 1600 mm

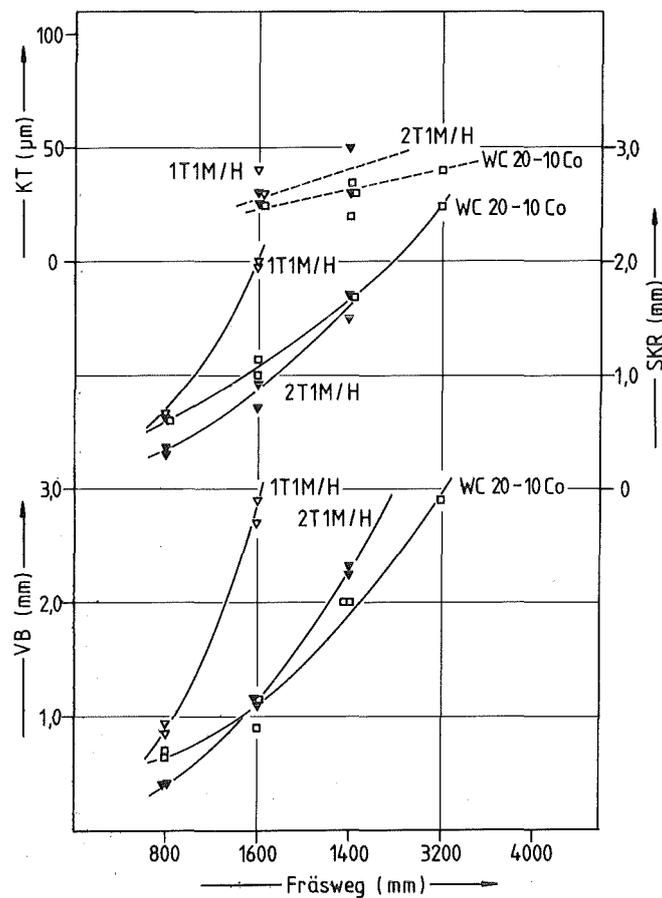


Abb. 61a: Verschleißverhalten von $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}_{1-x}$ - und WC-Hartmetallen beim Fräsen von 42CrMo4, Schnittbedingungen:
 $a_p \cdot f_z = 3 \cdot 0,08 \text{ mm}^2$, $v_c = 180 \text{ m/min}$

Bei der Zerspanung tritt eine Verrundung der Spanflächenfäse auf, die zu einer Abstumpfung der Schneidkante führt. Mit zunehmendem Schneidkantenradius ist mit einem Anstieg der statischen Schnittkräfte zu rechnen (Abb. 60 a-c).

Nur bei niedrigem Vorschub ist der Schneidkantenradius der 2T1M-Legierung mit dem der WC20-10Co-Legierung vergleichbar. Bei höherem Vorschub ist die Kantenfestigkeit des 2T1M-Hartmetalls größer als die des Wolframbasishartmetalls.

Alle gemessenen Verschleißgrößen zeigen bei den (Ti,Mo)C-Hartmetallen eine Abhängigkeit vom Ti:Mo-Verhältnis. Die Verschleißfestigkeit dieser Hartmetalle steigt mit zunehmendem Titangehalt. Die Zugabe von Titancarbid bewirkt eine Verminderung der Adhäsion und senkt deshalb die Schnittkräfte und die Zerspanntemperatur.

Wie aus Abb. 61c hervorgeht, gibt es innerhalb der Gruppe der spinodalen Legierungen geringe Unterschiede im Freiflächenverschleißverhalten. Da die Bindergehalte und Korngrößen der Titancarbidbasishartmetalle etwa gleich waren, kann das Verschleißverhalten nur mit der Carbid- bzw. Binderzusammensetzung erklärt werden. Johnsson <108> stellte an Wolframbasislegierungen, die beim Fräsen eingesetzt wurden, eine plastische Verformung der Carbid- und Bindephase fest. Da der Elastizitätsmodul hochtitancarbidhaltiger Carbidkörner niedriger ist als der von WC, kann bei Titanbasishartmetallen ein ähnliches Verformungsverhalten unterstellt werden. Das WC-haltige Hartmetall T18CoNi-N wird deshalb eine geringe plastische Verformung der Carbidphase aufweisen.

Für das Verschleißverhalten ist aber auch die Zähigkeit der Bindephase maßgeblich. Die Verformungseigenschaften des Binders der Legierung T18CoNi-N wird durch die ϵ -Ausscheidungen bis in den Bereich hoher Einsatztemperaturen beeinflusst.

Die Abb. 61c verdeutlicht, daß der Zähigkeit der Schneidkante spinodaler Hartmetalle erhebliche Bedeutung beizumessen ist.

Die Vergrößerung des Schneidkantenradius ist eng mit dem Kolkverschleiß verbunden. Die zunehmende Abstumpfung der Schneide erhöht die Zerspanntemperatur und damit den Kolkverschleiß. Die Zahl der Kammrisse läßt sich jedoch nicht damit korrelieren. Die thermomechanische Beanspruchung führt neben der Kammrißbildung auch zu zahlreichen Querrissen. Auch die Länge der Risse ist von Bedeutung. Sie wurde an einigen ausgewählten Schneiden qualitativ verfolgt.

Während die Titancarbidbasishartmetalle viele kurze Kammrisse aufweisen, bilden sich bei der (Ti,V,Nb)C-Ni,Mo-Legierung wenige, lange Risse. Die Kammrißbildung ist bei diesem Schneidstoff bereits nach 800 mm Fräsweg deutlich ausgeprägt. Obwohl diese Legierung zu einem raschen Verschleiß auf der Freifläche neigt und unter den gewählten Zerspanbedingungen eine schnell ansteigende Verrundung der Schneidkante zeigt, ist der Kolkverschleiß gegenüber den spinodalen Hartmetallen vernachlässigbar gering. Man kann aufgrund der Rißmorphologie in Verbindung mit der sehr geringen Kolktiefe vermuten, daß mit der Legierung in einem Temperaturintervall gefräßt wurde, in dem kein ausreichendes plastisches Verformungsverhalten zu erwarten ist.

Die Fräsversuche wurden mit der Zielsetzung durchgeführt, das Verschleißverhalten von Versuchslegierungen im Vergleich zu marktüblichen Legierungen mit einer möglichst geringen Zahl von Versuchen aufzuzeigen. Bei der Wahl der Versuchsbedingungen für die Zerspanung mit WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co- und TiC-Ni,Mo-Hartmetallen konnte auf Herstellerempfehlung zurückgegriffen werden. Für die Versuchslegierungen wurde anhand ihrer Zusammensetzung der Eignungsbereich abgeschätzt und aufgrund der mechanischen Eigenschaften adäquate Fräsbedingungen herausgesucht, die allerdings für das Leistungsverhalten keine optimalen Versuchsparameter darstellen. Für die Einschätzung des Verschleißverhaltens der Versuchslegierungen ist auch zu berücksichtigen, daß diese nicht im Hinblick auf eine Fräsbearbeitung optimiert wurden.

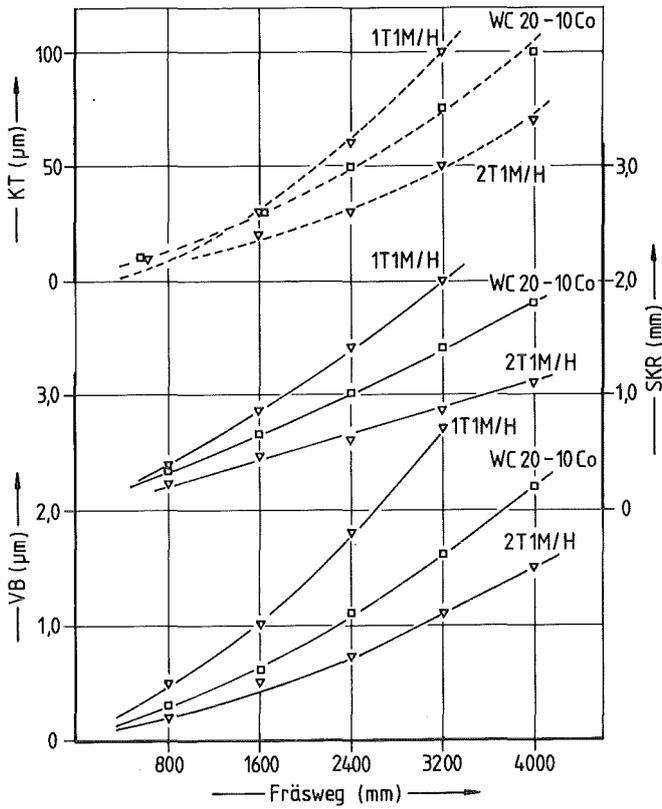


Abb. 61b:
 Verschleißverhalten von
 (Ti,Mo)C- und WC-Hart-
 metallen, $v_c = 180 \text{ m/min}$
 $a_p \cdot f_z = 3 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

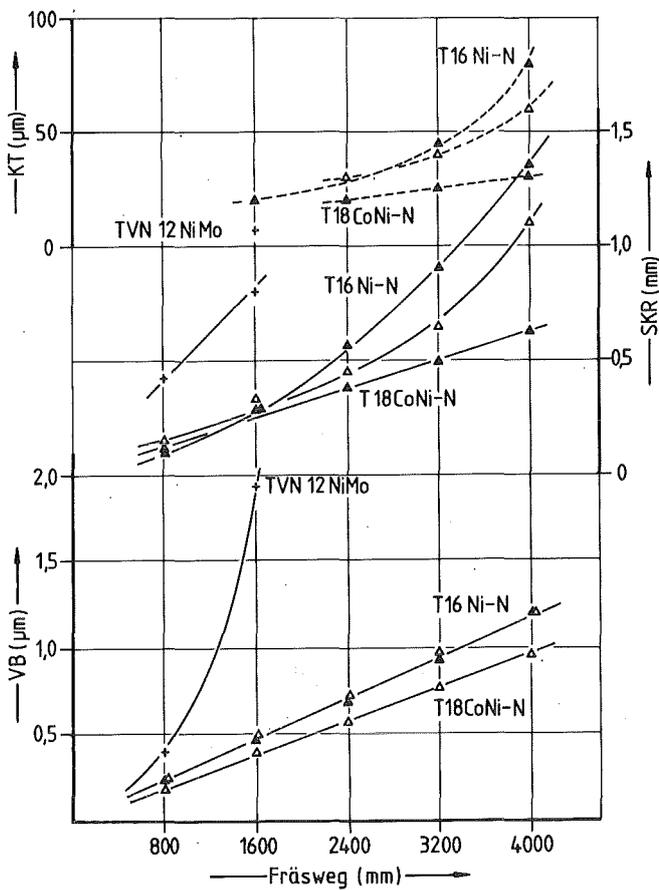


Abb. 61c:
 Verschleißverhalten von
 Ti- und (Ti,V,Nb)C-Hart-
 metallen, $v_c = 300 \text{ m/min}$
 $a_p \cdot f_z = 3 \cdot 0,08 \text{ mm}^2$

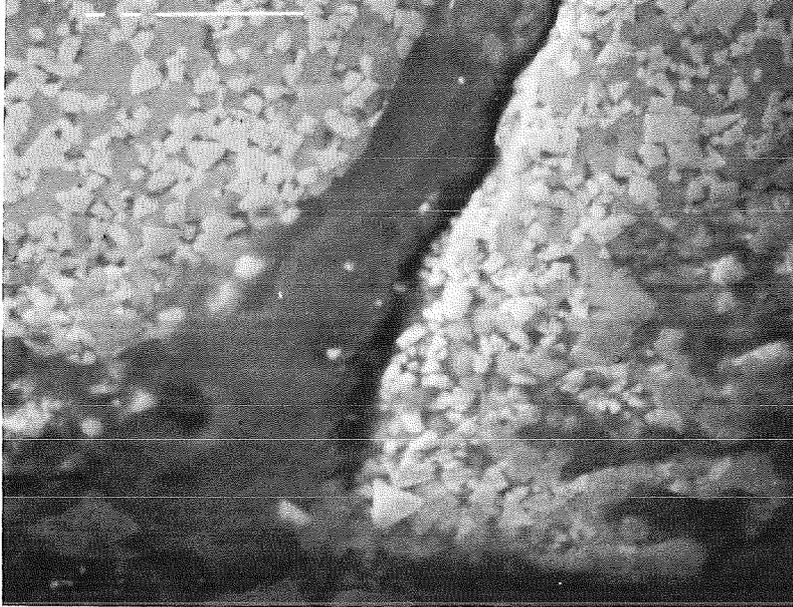


Abb. 62: Kammrißausbreitung in einem WC20-10Co-Hartmetall

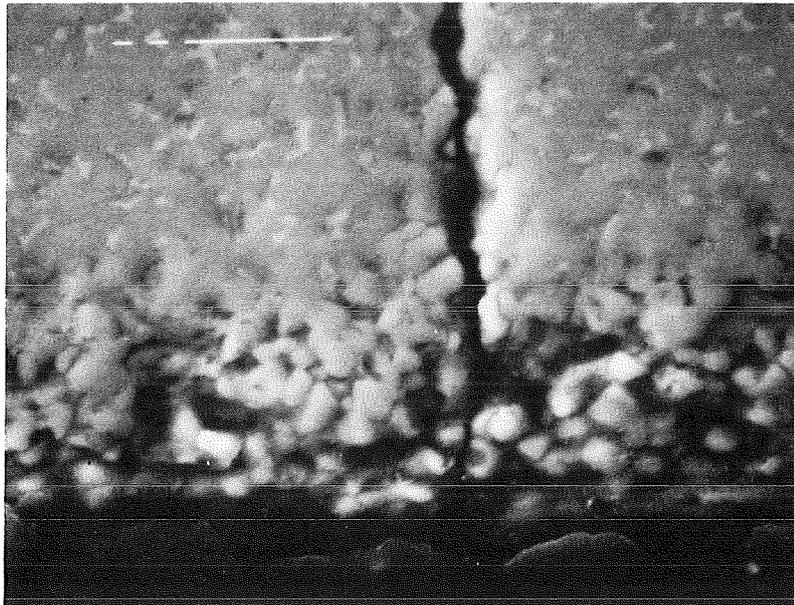


Abb. 63: Kammrißausbreitung in einem 2T1Mo-Hartmetall

Schnittkräfte

Der Einfluß der Schnittkräfte auf das Verschleißverhalten von Schneidstoffen wurde beim Drehen des Vergütungsstahls 42CrMo4 und an Grauguß untersucht. Wie die Abbn. 64a-c zeigen, bestehen zwischen der Höhe und dem Verlauf der Schnittkräfte erhebliche Unterschiede. Bei der Erläuterung der Ergebnisse soll zwischen der Hauptschnittkraft, die das Kolkverschleißverhalten maßgeblich mitbestimmt, und der Vorschub- und Passivkraft, die den Freiflächenverschleiß beeinflussen, differenziert werden. Wegen des unterschiedlichen Verhaltens der Schneidstoffe müssen die Schnittkräfte bei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten verglichen werden. Die Hauptschnittkraft sinkt außerhalb des Aufbauschneidbereichs mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit $\langle 91,105 \rangle$. Eine ähnliche Abhängigkeit ist auch für die Vorschub- und Passivkräfte zu vermuten.

Schnittkräfte beim Längsdrehen von 42CrMo4

Unter den untersuchten Schneidstoffen zeigt die WC12-7Co-Legierung die höchsten Schnittkräfte. Das Gefügebild (Abb. 21a) zeigt, daß diese Legierung einen erheblichen Anteil von Wolframcarbid enthält, was zu lokalen Verschweißungen mit dem Werkstück führt. Die Schnittkraft steigt degressiv mit der Drehzeit, während Vorschub- und Passivkraft im Untersuchungsintervall konstant bleiben.

Die Hauptschnittkraft der $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}_{1-x}$ -Werkstoffe liegt unterhalb der einer WC12-9Co-Legierung, obwohl die Wendeschneidplatten der Versuchslegierungen eine höhere Rauftiefe aufwiesen. Die Unterschiede können nicht allein mit der unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeit und ihrem Einfluß auf die Schnittkräfte erklärt werden.

Die Reaktionsneigung des Hartstoffs dieser Hartmetalle mit dem Werkstück wird vielmehr durch das Ti:Mo-Verhältnis beeinflusst. Die Hauptschnittkraft fällt mit zunehmendem TiC-Gehalt.

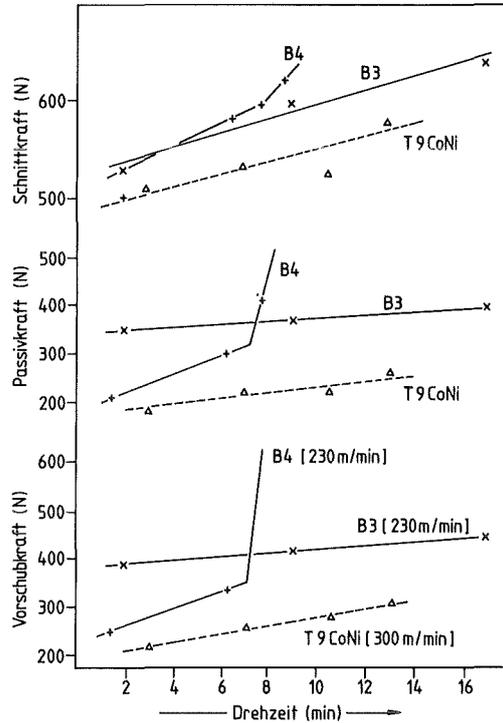
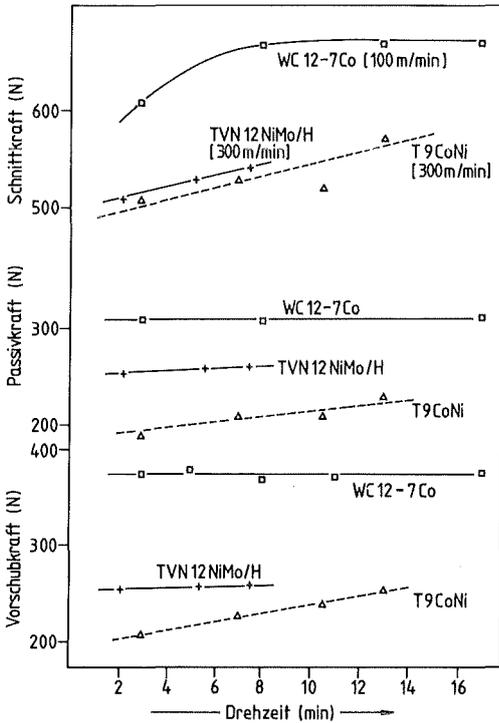
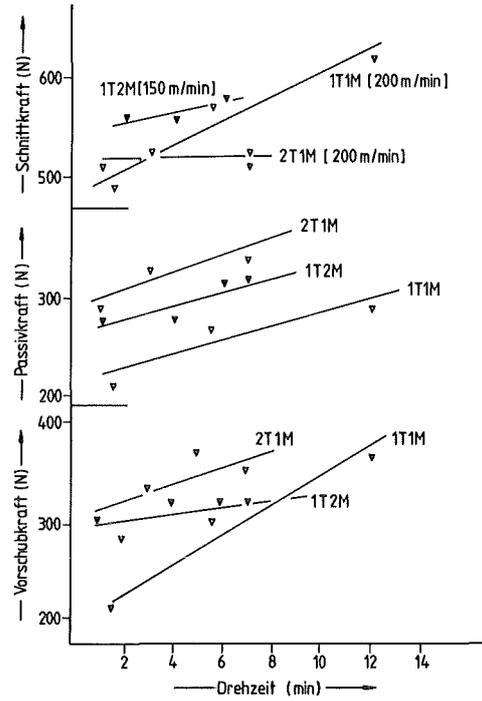
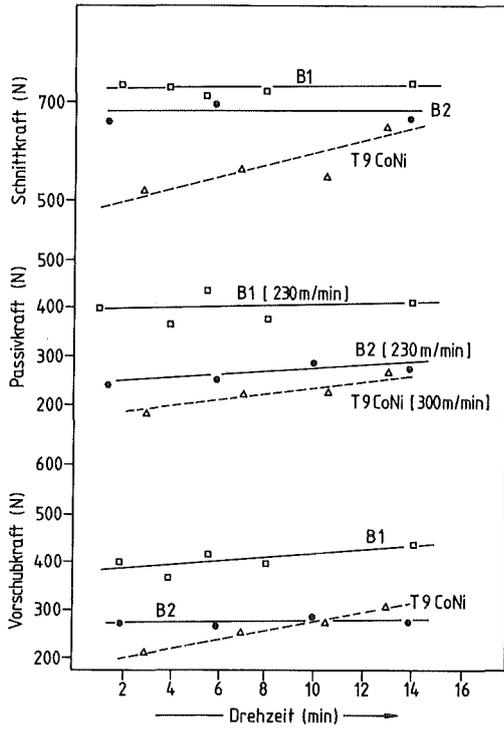


Abb. 64: Schnittkraftverläufe beim Zerspanen von 42CrMo4
 Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$,
 $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Wie die Abb. 49a zeigt, weist die titanreiche Legierung auch den niedrigeren Kolkverschleiß auf.

Dagegen ist der Zusammenhang zwischen Vorschub- und Passivkraft und der Zusammensetzung des Hartstoffs der (Ti,Mo)C-Legierungen nicht eindeutig. Im Vergleich zu einer 1Ti1Mo-Legierung weisen Hartmetalle mit hohem Titan- bzw. Molybdängehalt höhere Vorschub- und Passivkräfte auf. Auch hier können wieder die Gleiteigenschaften dieser Hartmetallgruppe und die Festigkeit der Carbidphase im Verbund als Erklärung herangezogen werden.

Die Unterschiede in der Hauptschnittkraft von TVN12NiMo/H und T9CoNi sind geringfügig. Allerdings ist beim TVN12NiMo/H die Kolkung doppelt so hoch. Dies deckt sich mit dem optischen Eindruck der größeren Temperaturentwicklung bei der Zerspanung mit TVN12NiMo-Wendeschneidplatten.

Der Einfluß der Schnittkraft auf den Verschleiß ist jedoch vorsichtig zu bewerten, da wegen der unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeit der Schneidstoffe eine voneinander abweichende Temperatur- und Spannungsverteilung im Schneidkeil zu erwarten ist. So sind für Werkstoffe mit höherer Wärmeleitfähigkeit aufgrund eines geringeren zeitlichen Anstiegs des KT/KM -Verhältnisses größere Kolkiefen zulässig.

Die im Vergleich zu T9CoNi höheren Vorschub- und Passivkräfte bestätigen die Lage der Standzeitkurven beider Werkstoffe. Die Schnittkraftmessungen untermauern damit die mit Gleituntersuchungen festgestellte Verbesserung der Reibverhältnisse von (Ti,V)C- über (Ti,Nb)C- zu (Ti,Ta)C-Legierungen mit NiMo-Binder <189>. Es ist deshalb zu vermuten, daß innerhalb der untersuchten Werkstoffgruppe die TiC-Ni,Mo-Legierungen die günstigsten Reibeigenschaften aufweisen.

Bei den beschichteten Hartmetallen weist eine PVD TiN-TiC-Beschichtung zwar die niedrigsten Schnittkräfte bei Zerspanungsbeginn auf, der Verschleiß führt jedoch zu einem raschen Abrieb auf Span- und Freifläche. Der Schichtdurchbruch ist bei

dieser Geschwindigkeit durch eine stark chemisch-mechanische Wechselwirkung zwischen Werkstück und dem WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Substrat charakterisiert, was eine plötzliche Zunahme der Schnittkräfte zur Folge hat.

Das beschichtete Hartmetall B1 zeigt nach Drehbeginn die höchsten Schnittkraftwerte. Abb.65 gibt die Zerstörung der Beschichtung an der Schneidkante wieder. Die schuppenhafte Ausbildung der abgebröckelten Schicht schlägt sich in den vergleichsweise hohen Vorschub- und Passivkräften nieder. Frei- und Spanfläche zeigen deutliche Anzeichen von Adhäsion, die zu einer überdurchschnittlichen Hauptschnittkraft beiträgt.

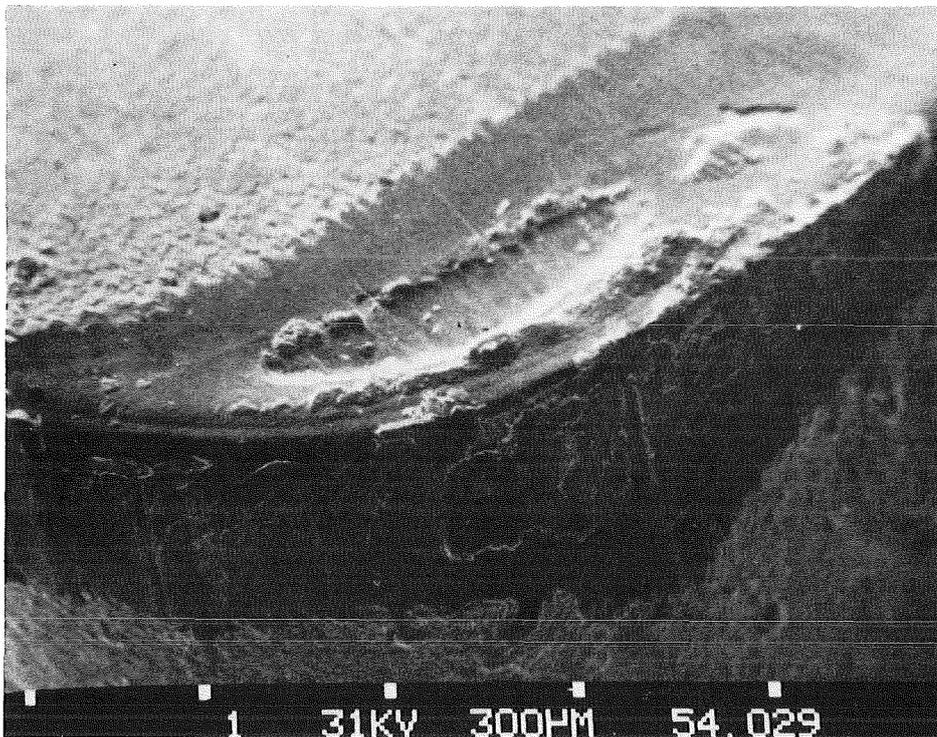


Abb. 65: Verschleißverhalten des beschichteten Hartmetalls B1
 Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\epsilon = 90^\circ$
 $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$, $v_c = 230 \text{ m/min}$

Unter den untersuchten beschichteten Hartmetallen weist die Legierung B2 die niedrigsten Vorschub- und Passivkräfte auf. Die niedrigen Werte sind auf die guten Gleiteigenschaften der Aluminiumoxidschicht zurückzuführen. Die Schnittkräfte sind im Untersuchungszeitraum als nahezu konstant anzusehen. Ein Abtrag einzelner Schichten auf Span- und Freifläche hatte keinen meßbaren Einfluß auf die Schnittkräfte.

Die Zerspankrafteergebnisse beschichteter Hartmetalle weichen in Einzelpunkten von Literaturbefunden ab <190>. Es ist jedoch zu beachten, daß die Höhe der Schnittkräfte von der Art der Schichtaufbringung (Dichte, Struktur, Homogenität u.a.), dem Kolkverschleiß und der Zusammensetzung des Grundmaterials abhängig ist.

Schnittkräfte beim Längsdrehen von Grauguß

Das unterschiedliche Einsatzverhalten der für die Graugußzerspannung eingesetzten Legierungen schlägt sich auch in den Schnittkräften nieder. Als Vergleichsgrundlage wurde die bei der Zerspannung am besten abschneidende WC-6Co-Legierung herangezogen.

Das Hartmetall WC8FeCoNi mit austenitischer Bindephase zeigt demgegenüber wesentlich höhere Schnittkräfte. Besonders der rasche Anstieg ist bemerkenswert. Innerhalb der kurzen Versuchszeit verdoppeln sich Vorschub- und Passivkraft, während die Hauptschnittkraft um 50% zunimmt. Wie Abb. 56b zeigt, bilden sich auf der Span- und Freifläche der Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle ausgedehnte Verschweißzonen. Die Ablöseprozesse in der Verschleißzone erfordern einen hohen statischen Kraftbedarf. Trennung und Wiederverschweißung führen zu deutlichen Schnittkraftschwankungen.

Wie an der Legierung WC-12(Ti,Ta,Nb)C-7Co ersichtlich ist, führt die Zugabe von Titancarbid zu WC-Basishartmetallen zu geringeren Schnittkräften (Abb.66a). Obwohl der Unterschied im Verschleißverhalten einer WC-6Co- und einer WC12-(Ti,Ta,Nb)C-7Co-Legierung erheblich ist, bestehen kaum Unterschiede zwischen

den Schnittkräften beider Hartmetalle. Die Abb. 66c zeigt, daß ein hoher Titancarbidgehalt in den Schneidstoffen sowohl zu erheblich höheren als auch zu niedrigeren Schnittkräften führen kann. Das konventionelle TiC-Basishartmetall T9CoNi zeigt einen raschen Anstieg aller Schnittkräfte. Vorschub- und Passivkräfte sind etwa doppelt so groß wie bei der Vergleichslegierung WC-6Co. Dagegen zeigt das spinodale Hartmetall T16Ni-N bedeutend niedrigere Schnittkräfte als die Vergleichslegierung.

Für das Verschleißverhalten von TiC-Basishartmetallen ist das Gefüge maßgeblich. Die untersuchten Hartmetalle verschleifen durch Erosion der Carbide. Die grobkörnige T9CoNi-Legierung zeigt einen höheren Freiflächenverschleiß als das spinodale Hartmetall. Darüberhinaus kann auch die Oberflächenrauigkeit der gebildeten Verschleißflächen das Reibungsverhalten beeinflussen.

Auch für die Hartmetalle der (Ti,Mo)C-Serie ist das Ausbrechen der Carbidkörner für den Verschleißprozeß entscheidend. Nur bei Beginn des Drehvorgangs sind die Schnittkräfte der untersuchten Legierungen niedriger als die einer WC-6Co-Legierung. Der Verlauf der Vorschub- und Passivkräfte ist der einer austenitischen WC-8FeCoNi-Legierung vergleichbar. Die Hauptschnittkraft des 1T1M-Hartmetalls ist geringer als die des WC-12(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalls.

Die Schnittkräfte geben Aufschluß über die tribomechanische Wechselwirkung zwischen Schneidstoff und Werkstück. Hartmetalle mit hohen Schnittkräften besitzen nach dieser Untersuchung ein unbefriedigendes Verschleißverhalten. Wie die Ergebnisse des spinodalen Hartmetalls verdeutlichen, kann aus niedrigen Schnittkräften jedoch nicht auf eine hohe Verschleißfestigkeit geschlossen werden.

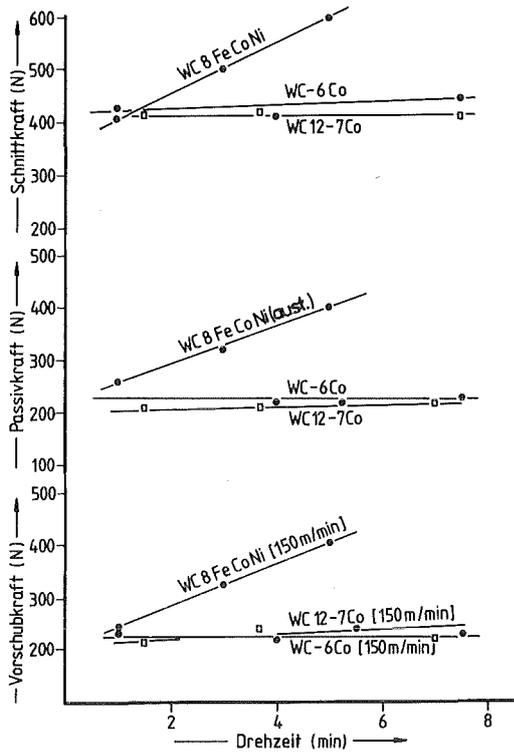


Abb. 66a

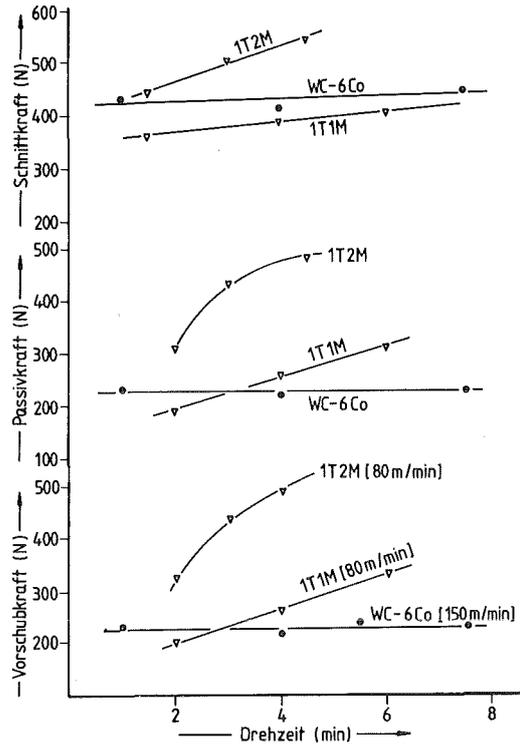


Abb. 66 b

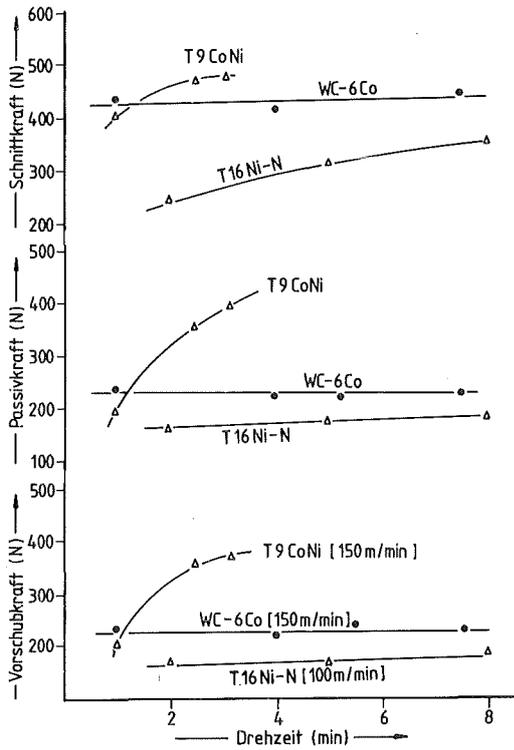


Abb. 66c

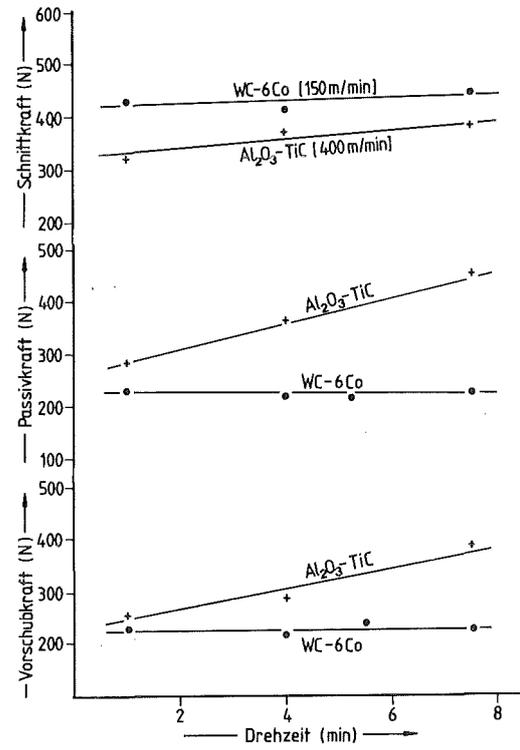


Abb. 66d

Abb. 66: Schnittkraftverläufe beim Zerspanen von GG 30
 Schnittbedingungen: $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = -6^\circ$, $\lambda = 0^\circ$,
 $\epsilon = 90^\circ$, $\kappa = 71^\circ$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

4. Diskussion

Die Charakterisierung der Werkzeugstoffe und die Zerspanungsuntersuchungen zeigen, daß wesentliche, materialspezifische Leistungsunterschiede vorhanden sind. Deshalb sollen zunächst einzelne Ergebnisse, die für die Zerspanleistung relevant sind, diskutiert werden. Im Folgenden wird dann die gegenseitige Abhängigkeit der Parameter aufgezeigt, um gezielte Hinweise für die Verbesserung und Neuentwicklung von Schneidstoffen geben zu können.

4.1. Festigkeitsverhalten

4.1.1. Raumtemperaturhärte

Nach den bisherigen Untersuchungen werden die harten Phasen als Träger der Verschleißfestigkeit angesehen. Die Härte als ein Maß des Widerstandes gegen das Eindringen harter Verschleißpartikel, wird wegen ihrer einfachen Ermittelbarkeit oft zur ersten Abschätzung der Verschleißfestigkeit herangezogen.

Die Makrohärte eines Werkstoffs ist von der "in situ" Härte des Carbids, der Carbidkorngröße, der Binderschichtdicke (Grundhärte des Binders) und der Korngrenzenfestigkeit (Kontiguität) abhängig.

Die Grundhärte der Carbide fällt von der 4. zur 6. Hauptgruppe des Periodensystems ab. Ihre Festigkeit läßt sich durch Mischkristallbildung und den Kohlenstoffgehalt beeinflussen <191,192>. Die Härte carbidischer und nitridischer Hartstoffe weist bei einer Valenzelektronenkonzentration zwischen 8 und 9 ein Maximum auf <193>.

Der Kohlenstoffgehalt bestimmt auch die Härte des Binders mit. Ein niedriger Kohlenstoffgehalt im Binder bedingt eine hohe Wolframlöslichkeit in der Bindephase der WC-Co-Legierungen. Der Binder erfährt dadurch eine hohe Dispersionsverfestigung.

Rüdiger <194> gibt Zugfestigkeitswerte zwischen 400 N/mm^2 (niedriger W-Anteil) und 1300 N/mm^2 (hoher W-Anteil) an. Die Bruchdehnungen liegen zwischen 10-4%. Auch in den Titanbasis-hartmetallen hat der Kohlenstoffgehalt Einfluß auf die Löslichkeitsverhältnisse im Binder <100>.

Die Härte der untersuchten WC-Basishartmetalle fällt mit steigendem Bindergehalt. Anhand der Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle ist der Einfluß des Binders auf die Makrohärte erkennbar. Die martensitaushärtende Legierung ist trotz ihres höheren Bindergehaltes und größerem WC-Korn einem WC-6Co-Hartmetall überlegen. Prakash <153> konnte an Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetallen auf eine Steigerung der Festigkeit durch Dispersions-, Versetzungs- und Ordnungserscheinungen hinweisen.

Eine geringe Zugabe von Mischcarbiden führt zu kleinen WC-Korngrößen und wirkt dadurch härtesteigernd. Bei höheren Zusätzen von Mischcarbiden muß der Bindemetallgehalt erhöht werden, um die Zähigkeit nicht negativ zu beeinflussen. Das Gefüge der marktüblichen TiC-Basislegierungen unterscheidet sich deutlich von dem der WC-Co-Legierungen. Es war nicht das Ziel dieser Arbeit, die quantitativen Zusammenhänge zwischen den Gefügeparametern und der Festigkeit zu erarbeiten, jedoch kann erwartet werden, daß bei diesen Legierungen kein einfacher Zusammenhang zwischen der mittleren Carbidkorngröße und der Härte besteht. Bei vergleichbarem Bindervolumen sind einzelne TiC-Basishartmetalle den WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen in der Härte überlegen.

Untersuchungen von Doi et al. <99> ergaben, daß in Ni,Mo-Basishartmetallen eine erhebliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch γ' -Ausscheidungen erzielt werden kann. Kohärente Ausscheidungen führen zu einer Verfestigung der Bindephase sowohl bei Raumtemperatur als auch bei höheren Temperaturen.

Ausscheidungen, die mit einer Volumenzunahme verbunden sind, führten zu einer Erhöhung der Druckeigenstressungen in der Car-

bidphase. Bock <95> konnte an WC-Co-Legierungen aufzeigen, daß damit eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften verknüpft ist. Die Härte der (Ti,Mo)C-Ni-Hartmetalle wird durch die groben Carbiddkörner bestimmt. In Verbindung mit den relativ breiten Binderschichtdicken führt dies zu vergleichsweise niedrigen Festigkeitswerten. Durch eine Gefügeoptimierung dürfte eine erhebliche Verbesserung der Werte möglich sein.

Die hohe Härte der (Ti,V,Nb)C-Ni,Mo-Legierung ist auf die Mischkristallverfestigung in den carbidischen Hartstoffphasen zurückzuführen. Auch der niedrige Bindergehalt trägt zur hohen Festigkeit des Hartmetalls bei.

Bei den metallischen Legierungen besteht mit Ausnahme des T50FeCr kein durchgehendes Carbirdskelett. Ihre Festigkeit wird deshalb durch die Härte der verfestigten Metallphase bestimmt. Die Härte metallreicher Werkstoffe wird durch Phasenumwandlung, Dispersionsverfestigung und Carbidausscheidungen beeinflusst. Wie aus den Ausführungen von Vöhringer et al. <196> hervorgeht, steigt die Härte von Martensit mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt. Auch bei den untersuchten TiC-Legierungen mit Stahlbindern und dem Schnellarbeitsstahl ist dieser Zusammenhang erkennbar.

Die Matrix des S12-1-4-5 weist mit $940 \text{ HV}_{0,05}$ die höchste Härte der martensitaushärtenden Werkstoffe auf. Mit zunehmendem Chrom- und Nickelgehalt ist keine martensitische Umwandlung mehr möglich. Die Bindephase des T72NiCr kann durch Dispersionsverfestigung und γ' -Ausscheidung verfestigt werden. Die γ' -Ausscheidung führt jedoch wegen des geringen Anteils dieser Phase nur zu einem vergleichsweise niedrigen Anstieg der Makrohärte.

4.1.2. Warmhärte

Die Härte ist ein Maß für das plastische Verformungsvermögen eines Werkstoffs <197>. Nach Perrott und ZumGahr <182,198> ist das Spannungsfeld unterhalb der Eindruckstelle kompressiv. Untersuchungen lassen erkennen, daß die Warmhärte sowohl mit dem Warmdruck- <168,200>, als auch mit der Warmzugfestigkeit <199> korrelierbar ist. Es muß allerdings betont werden, daß Verformungsgeschwindigkeit und Verformungsart bei der Warmhärte bzw. Zug/Druckmessung unterschiedlich sind. Die bei der Warmhärteprüfung hervorgerufenen Verformungen sind inhomogen <96>. Bei hohen Temperaturen muß mit Krieeffekten gerechnet werden, die von der Art der Belastung und ihrer Dauer abhängig sind. Trotz der genannten Schwierigkeiten wird die Warmhärtemessung als ein wichtiges Instrument für die Bestimmung des Hochtemperaturverformungsverhaltens angesehen.

Sowohl Trent <63> als auch Altmeyer et al. <96,201> haben auf die Bedeutung der Warmdruckfestigkeit für das Verschleißverhalten von Werkzeugen in der Metallbearbeitung hingewiesen. Der Härteverlauf der untersuchten Werkstoffe kann in doppeltlogarithmischer Form dargestellt werden. In der sogenannten Arrheniusdarstellung lassen sich bei Hartmetallen drei, bei der Keramik und den metallreichen Werkstoffen zwei linear verlaufende Kurvenabschnitte erkennen. Ein ähnlicher Verlauf wurde bereits von Holleck <157> bei $(Ta,Mo)C_{1-x}-Ni$, $(Ti,Mo)C_{1-x}-Ni$ - und WC-Fe,Co,Ni-Hartmetallen festgestellt. Innerhalb der genannten Abschnitte wird die Warmhärte von der Carbid-Carbid, Carbid-Binder und der Binderfestigkeit in jeweils unterschiedlichem Ausmaß beeinflusst.

WC-Co, WC-(Ti, Ta, Nb)C-Co, WC-Fe, Co, Ni-Hartmetalle

Der Kurvenabschnitt zwischen 200°C und dem ersten Knickpunkt, der bei ca. 300-400° liegt, wird vorwiegend durch die Erweichung der Carbid- und Bindephase bestimmt. Innerhalb dieses Temperaturintervalls wird die Festigkeit der WC-Basishartmetalle von der Carbidkorngröße und dem Bindemetallgehalt beein-

flußt. Hartmetalle mit kleiner Korngröße weisen die höchste Festigkeit auf.

Eine kleine Carbidkorngröße kann durch geeignete Sinterbedingungen und/oder Zugabe geringfügiger Mengen von Mischcarbiden erreicht werden. Mischcarbidzusätze bewirken in zweiphasigen Legierungen eine deutliche Verbesserung der Warmhärte aufgrund der Mischkristallverfestigung <83>.

Bei annähernd gleicher Carbidkorngröße, wie sie die Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle aufweisen, läßt sich die Warmfestigkeit bei niedrigen Temperaturen durch eine martensitische Umwandlung des Binders steigern. Erwartungsgemäß fällt der Härtezuwachs im Vergleich zu metallreichen, martensitaushärtenden Legierungen geringer aus, da nur wenig Binder vorhanden ist. Bei zweiphasigen WC-Basislegierungen verschiebt sich der erste Knickpunkt zwischen 300 und 400 °C mit zunehmendem Bindergehalt in den Bereich tieferer Temperaturen. Dies steht im Einklang mit Ergebnissen von Prakash <202> mit Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetallen.

Sowohl die WC-Co, WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co, als auch die Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle zeigen im zweiten Kurvenast eine ähnliche Steigerung. Dies bedeutet, daß bei Bindergehalten <10 Gew.% keine Abhängigkeit von der Binderzusammensetzung und dem Bindergehalt mehr zu erkennen ist.

Temperaturen oberhalb von 600 °C führen zu einem besonders drastischen Abfall bei feinkörnigen Hartmetallen und dreiphasigen Legierungen. Erklärbar ist diese Beobachtung mit der verhältnismäßig schnellen Erweichung der (W,Ti,Ta,Nb)C-Körner im Vergleich zu Wolframcarbid oberhalb 600 °C <83>. Allerdings ist die Warmhärte des Mischcarbids nach wie vor höher als die des Wolframcarbids.

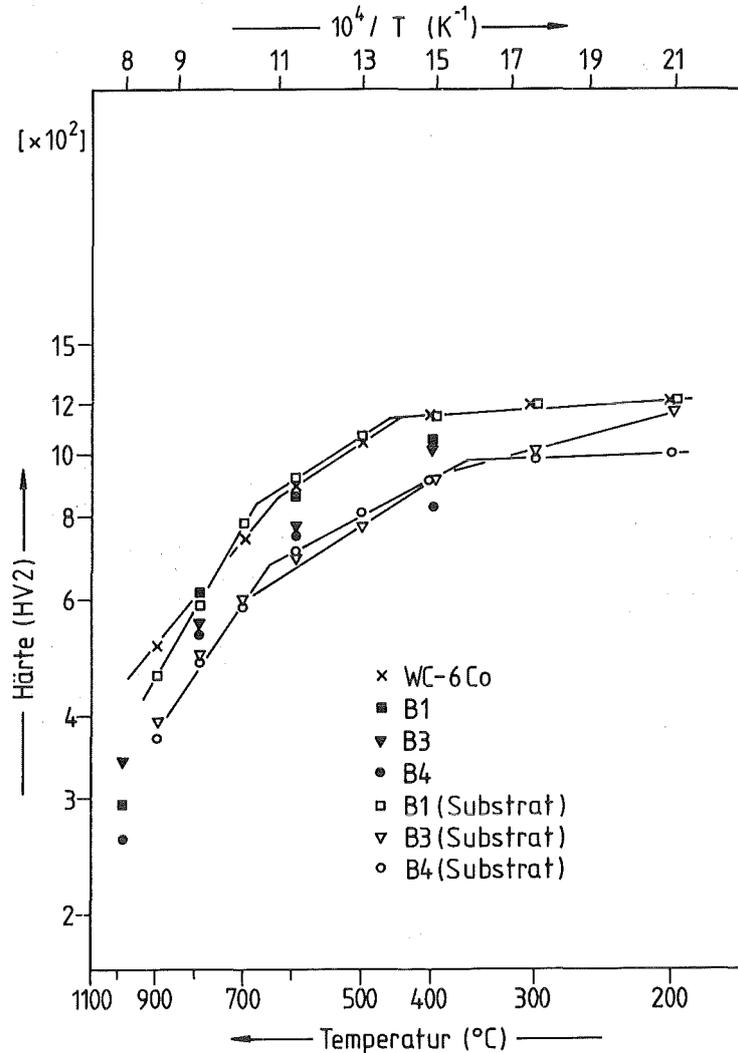
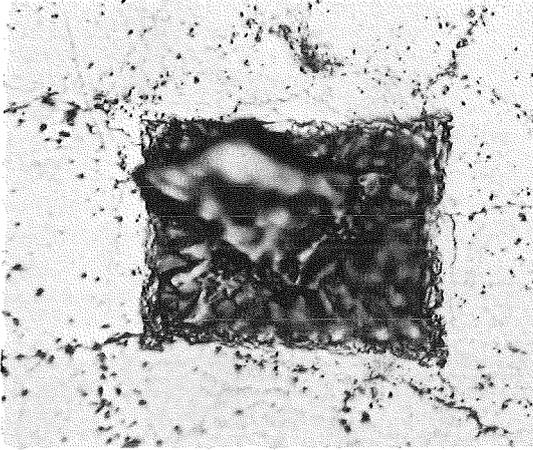


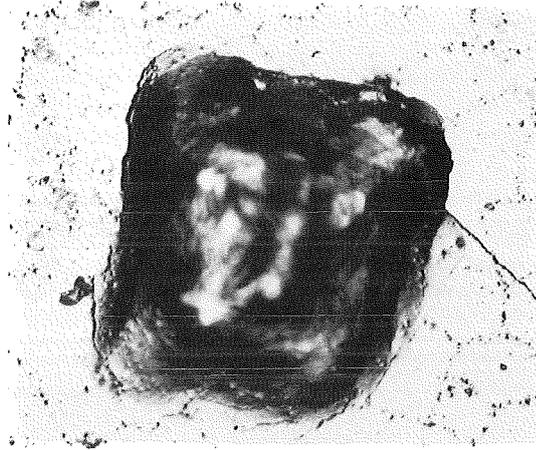
Abb. 67: Verlauf der Warmhärte beschichteter Hartmetalle und der Grundwerkstoffe

Beschichtete Hartmetalle

Abb. 67 zeigt die Arrheniusdarstellung der Warmhärte der Substrate und ihrer Hartstoffschichten. Auch wenn zwischen den Absolutwerten der Warmhärte der verschiedenen Grundwerkstoffe erhebliche Unterschiede bestehen, entspricht der Verlauf prinzipiell doch dem der unbeschichteten WC-Co- und WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen.

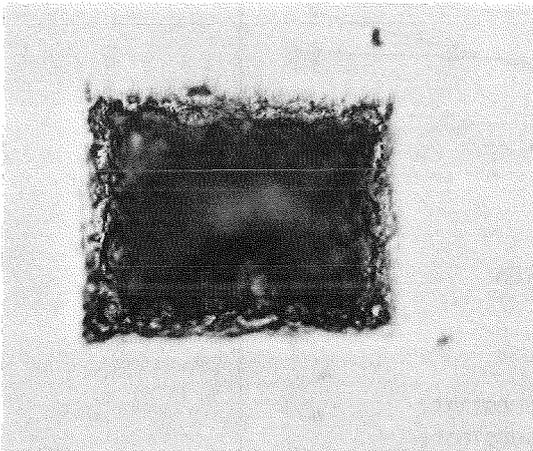


1000°C / 500x

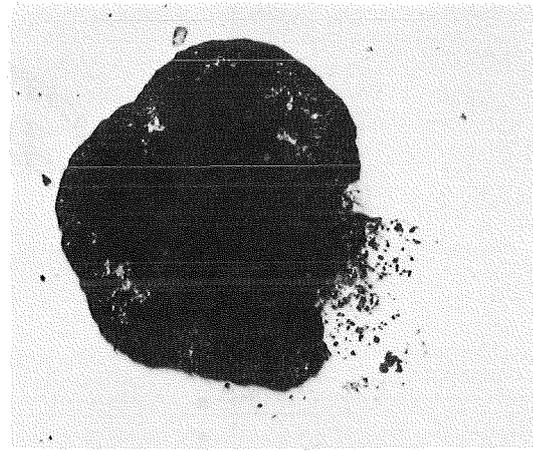


Hartmetall B1

1200°C / 200 x

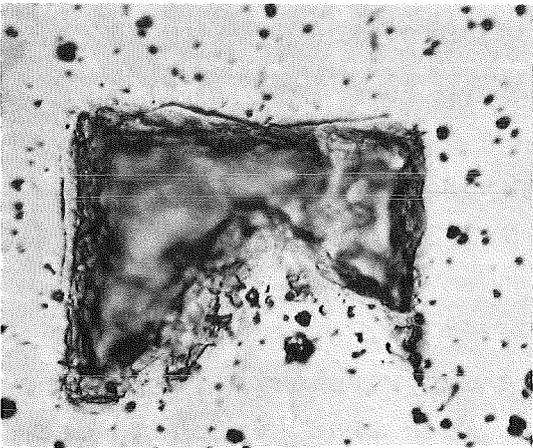


1000°C / 500x



Hartmetall B3

1200°C / 200x



1000°C / 500x

Hartmetall B4

1200°C / 200x

Abb. 68: Hochtemperaturverformungsverhalten beschichteter Hartmetalle

Für das Verschleißverhalten beschichteter Werkstoffe ist neben der Festigkeit des Grundmaterials auch die Härte der Beschichtung von grundsätzlicher Bedeutung. Bei den Warmhärtemessungen an beschichteten Hartmetallen wird zunächst die Hartstoffschicht und mit steigender Temperatur auch zunehmend das Grundmaterial verformt.

Der unterschiedliche Verlauf der Härte von Grundmaterial und Hartstoffschichten führt zu einem komplizierten Verformungsverhalten beschichteter Hartmetalle. Bei 400°C ist die Warmhärte des beschichteten Hartmetalls B1 und B4 deutlich geringer als die der Substrate. Wegen der hohen Substrathärte von B1 und einer entsprechend dicken Hartstoffschicht kann damit gerechnet werden, daß die Verformungsvorgänge im wesentlichen innerhalb des Hartstoffüberzugs ablaufen. Dagegen übertrifft beim Werkstoff B4 die Eindringtiefe der Prüfspitze bereits die Schichtdicke.

Über 1000°C besitzen die Substratwerkstoffe eine relativ geringe Festigkeit. Die Verformung des Grundwerkstoffes während des Eindringvorgangs ist so groß, daß deutliche Anzeichen plastischer Verformung und radialer Ribbildung bei allen untersuchten Werkstoffen feststellbar waren (vgl. Abb. 68).

Für das Verschleißverhalten muß also selbst bei Temperaturen bis zu 1200°C mit einem spröden Verhalten der Hartstoffschichten gerechnet werden. Ähnliche Bruchvorgänge beobachteten auch Kunashiro und Miyoshi <82,203> an reinen Hartstoffen. Das Abplatzen der Schicht von B3 bei 1000°C deutet auf erhebliche Spannungen zwischen dem Grundmaterial und der Beschichtung hin.

Die Warmfestigkeit, gemessen auf der beschichteten Oberfläche ist deutlich niedriger als dies bei reinen Hartstoffen zu erwarten wäre. Dies kann nicht allein durch die mechanische Wechselwirkung mit dem Grundmaterial erklärt werden. Untersuchungen von Kunashiro et al. <203,204> unterstreichen, daß

die Härte von der Stöchiometrie und der Isotropie der Hartstoffschichten abhängt. Die Untersuchungen belegen auf eindrucksvolle Weise die Bedeutung der Grundwerkstoffe für die Festigkeit beschichteter Hartmetalle. Da beschichtete Schneidstoffe bei der Zerspanung von Stählen ähnlich C45 Temperaturen $>1000^{\circ}\text{C}$ erreichen können $\langle 90 \rangle$ und andererseits große Unterschiede in der Standzeit der Werkzeuge bestehen $\langle 205 \rangle$, ist die Warmhärte allein keine Kenngröße für die Verschleißfestigkeit dieser Schneidstoffgruppe. Für das Verschleißverhalten muß vielmehr die tribomechanische Wechselwirkung zwischen Schneidstoff und Werkstück berücksichtigt werden.

Metallreiche Legierungen

Die Arrheniusdarstellung der Warmhärte metallreicher Legierungen zeigt zwei gerade verlaufende Kurvenabschnitte. Der erste Abschnitt im Bereich niederer Temperaturen wird durch Carbid- und Bindererweichung bestimmt. Der Warmhärteverlauf ist sowohl von dem Anteil der Carbide als auch von den in der Metallphase wirkenden Härtungsmechanismen abhängig. Hohe Molybdän- und Titancarbidgehalte wirken sich positiv auf die Härte von Titan-carbidbasiswerkstoffen aus. Durch die Verfestigungswirkung der γ' -Phase ist der T72NiCr den TiC-Basislegierungen T72FeCoNiMo und T67FeCr allerdings überlegen. Durch ihren Einfluß wird auch der Knickpunkt dieser Legierungen deutlich zu höheren Temperaturen hin verschoben.

Ein Vergleich der Warmhärte des Schnellarbeitsstahls und der Legierungen T72NiCr, T72FeCoNiMo, T67FeCr unterstreicht die Bedeutung der Anlaßbeständigkeit für die Warmhärte in diesem Temperaturbereich. Die Festigkeit der Bindelegierungen von Schnellarbeitsstählen kann bei üblichen Kohlenstoffgehalten durch Cobaltzusätze verbessert werden $\langle 18 \rangle$. Dies gilt jedoch nicht für Stähle mit erhöhtem C-Gehalt $\langle 206 \rangle$.

Alle metallreichen Werkstoffe zeigen eine rasche Härteabnahme oberhalb der Anlaßtemperatur. Sie wird durch die Auflösung der Sekundärcarbide bzw. der γ' -Phase und die Erweichung der Primärcarbide hervorgerufen.

Der Verlauf der Warmhärte verdeutlicht eindrucksvoll den erheblichen Festigkeitsverlust dieser Werkstoffgruppe bei Überschreitung der Anlaßtemperatur. Dieser Zusammenhang zwischen der Härte und den Verfestigungsmechanismen schränkt die Anwendungsgebiete metallreicher verschleißfester Werkstoffe im Wesentlichen auf Temperaturbereiche unterhalb der Anlaßtemperatur ein.

4.1.3. Eindringkriechen

Roebuck <168> hat darauf hingewiesen, daß zwischen den Warmhärtemessungen mit verschiedenen Belastungszeiten und Warmkriechversuchen große Ähnlichkeit besteht. Jedoch zeigen sich zwischen Eindringkriechversuchen und Druckkriechversuchen erhebliche Unterschiede.

Das Kriechen eines Werkstoffs kann durch:

$$\frac{d\sigma}{dt} = A \sigma^B e^{-\frac{Q}{RT}} \quad A, B \text{ const.}$$

beschrieben werden <207>. Für die Warmhärteprüfung gilt näherungsweise:

$$\sigma = HV \quad \langle 208 \rangle.$$

Da z.B. zwei Werkstoffe normalerweise weder die gleiche Warmfestigkeit, noch das gleiche Verformungsverhalten aufweisen, bedeutet dies, daß Eindringkriechversuche bei unterschiedlichen Spannungen bzw. Verformungsgeschwindigkeiten ablaufen.

Die Relevanz der Kriechversuche für das Verschleißverhalten sei am Beispiel der Zerspanung von 42CrMo4 mit der TVN12NiMo/H-Legierung erläutert. Unter den Schnittbedingungen $v_c = 300 \text{ m/min}$, $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$ beträgt die Spankontaktlänge bei Versuchsende 1,04 mm. Daraus kann man eine mittlere Spannung auf der Spanfläche abschätzen, die während der Drehzeit zwischen 480-540 N/mm^2 liegt. Da die Schneidkante unter den gewählten Bedingungen rotglühend ist, können zumindest für eine kleine Zone

Temperaturen um 900°C oder höher angenommen werden. Weil jedoch die Warmhärte des Schneidstoffs bei 900°C 510HV2 beträgt, kann mit einer plastischen Verformung des Schneidstoffs gerechnet werden.

Auch bei den anderen untersuchten Schneidstoffen können plastische Verformungsprozesse auftreten, da nach Literaturwerten (vgl. Kap. 4.3.2.) Schnitttemperaturen um 900°C als realistisch anzusehen sind. Auch ist die Warmhärte und Spankontaktlänge der (Ti,Mo)C-Hartmetalle und insbesondere der Titanbasiswerkstoffe geringer als die der TVN12NiMo/H-Legierung. Dadurch ist bei titanreichen Schneidstoffen mit einer höheren mittleren Spannung auf der Spanfläche zu rechnen.

Es muß ausdrücklich betont werden, daß die durchgeführten Eindringkriechversuche nur ein erster Schritt zu einem quantitativen Verständnis der plastischen Verformungsvorgänge bei hohen Temperaturen sind. Es darf dabei nicht übersehen werden, daß zwischen den Versuchsbedingungen der Eindringkriechversuche und den Gegebenheiten auf der Spanfläche von Werkzeugen erhebliche Unterschiede hinsichtlich des Spannungszustands, der Spannungsverteilung, der Aufbringung der Kräfte (statisch bzw. dynamisch) und der Verformungsgeschwindigkeit bestehen.

4.2. Zähigkeitsverhalten

Hartspröde Werkstoffe besitzen nur geringe Möglichkeiten, aufgebrauchte Spannungen durch plastische Verformung abzubauen. Der plastische Umformgrad eines WC-6Co-Hartmetalls beträgt bei einer einachsigen Druckspannung nur ca. 0,03% <209>. Der Zähigkeitsbestimmung kommt deshalb unter den Aspekten des Einsatzverhaltens und der Zuverlässigkeit von Schneidstoffen eine wichtige Bedeutung zu.

Für die Ermittlung der Verformungseigenschaften haben sich zahlreiche Verfahren herausgebildet, deren Aussagekraft zunächst erläutert werden soll. Im Anschluß daran sollen die eigenen Ergebnisse diskutiert werden.

4.2.1. Biegebruchfestigkeit

Die weitaus am häufigsten angewandte Methode, spröde Werkstoffe hinsichtlich ihrer Zähigkeit zu charakterisieren, ist der Biegeversuch. Die ISO-Norm <210> geht von der Idealvorstellung aus, daß der Bruch von der Oberfläche der Zugspannungsstelle ausgeht. Unter der Voraussetzung eines linear-elastischen Bruchverhaltens des homogenen, isotropen Werkstoffs ist die Biegebruchfestigkeit ein Maß für die Zugfestigkeit. Für die Diskussion wird vorausgesetzt, daß sich die untersuchten Werkstoffe linear-elastisch verhalten und frei von Defekten (Poren, Grobkörner, Einschlüsse) sind. Unter diesen Bedingungen kann die Biegebruchfestigkeit als ein Maß für die Zähigkeit der Carbid- bzw. Bindephase angesehen werden.

Unter den untersuchten Werkstoffen zeigen die WC-Co und Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle die höchsten Zähigkeitswerte. Wie aus den Ausführungen von Bock <195> hervorgeht, ist die Bruchfestigkeit von den thermischen Eigenspannungen in der Carbid- bzw. Bindephase abhängig, die bei der Abkühlung von der Sintertemperatur entstehen.

Durch eine martensitische Bindephasenumwandlung, die mit einer Volumenzunahme verbunden ist, werden die Druckeigenspannungen in den Carbiddörnern erhöht. Wie aus der Abb. 69b hervorgeht, führt dieser Verfestigungsmechanismus zu einer Verbesserung der Zähigkeit. Das Fe,Co Ni-Hartmetall mit martensitischer Bindephase ist einer WC-6Co-Legierung deutlich überlegen. Die Biegefestigkeit ist hier ein Maß für die Streckgrenze des Binders.

Zusätze von (Ti,Ta,Nb)C-Mischkristallen senken die Biegebruchfestigkeit. Wie das Bruchbild des WC12-7Co zeigt (Abb. 27d), verläuft die Rißausbreitung vorwiegend entlang der Carbid-Carbid und Carbid-Bindergrrenzfläche. Die Biegefestigkeit läßt sich durch die Korngröße der Carbide und den Bindergehalt beeinflussen.

Zwischen dem Rißausbreitungsverhalten der spinodalen und den konventionellen TiC-Basiswerkstoffen besteht ein erheblicher Unterschied, der sich in den Biegefestigkeitswerten und in den Gefügebildungen der Bruchflächen äußert (Abbn. 27e, 27g).

Wie Mikrosondenanalysen ergeben, geht der Rißverlauf spinodaler Hartmetalle entlang der Korngrenzen der titan-, bzw. molybdänreichen Phasen. Das Zähigkeitsverhalten dieser Hartmetallgruppe wird durch die Festigkeit der Grenzflächen der beiden Phasen bestimmt. Durch die spinodale Zufallsreaktion bilden sich Hartstoffphasen mit nahezu gleichen Gitterabmessungen und thermischem Ausdehnungskoeffizient $\langle 101 \rangle$. Die nahezu kohärenten Hartstoff-Hartstoffgrenzflächen sind damit fast eigenspannungsfrei.

Die Zähigkeit spinodaler Legierungen ist bei gleichem Bindergehalt stets höher als die der Randsysteme TiC-Ni Mo bzw. TiN-Ni,Mo $\langle 178 \rangle$. Die Biegefestigkeit marktüblicher, spinodaler Hartmetalle liegt bei 120-180 N/mm². Die Zähigkeit von Nickelbasisbindern läßt sich durch γ' -Aushärtung verbessern $\langle 99 \rangle$. Der Einfluß der Ausscheidungen auf die Biegefestigkeit ist aber bei Hartmetallen mit geringem Binderanteil eher gering einzuschätzen.

Die experimentellen Ergebnisse von Prakash $\langle 153 \rangle$, Chermant et al. $\langle 212 \rangle$ und Sadahiro $\langle 213 \rangle$ deuten darauf hin, daß die Festigkeit der WC-Co-, WC-Fe,Co,Ni-, WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co- und TiC-Ni,Mo-Hartmetalle vom Parameter $(\text{Binderschichtdicke})^2 / \text{Carbidkorngröße}$ abhängt. Steigt dieser Quotient und/oder der Bindergehalt, so steigt auch die Festigkeit aufgrund des Versetzungsaustausches an den Phasengrenzflächen an. Überschreitet der Quotient ein Maximum, kann die abnehmende Zähigkeit durch Dispersionsverfestigungsmechanismen erklärt werden.

4.2.2. Rißzähigkeit

Die Zähigkeit realer Werkstoffe, wie sie z.B. durch die Biegebruchfestigkeit ausgedrückt wird, ist keine werkstoffspezifische Kenngröße, sondern von Defekten (Poren, Einschlüsse, Carbidansammlungen u.ä.) abhängig.

Um zu einer Materialkenngröße zu gelangen, ist man bestrebt, den Einfluß der Fehlstellungen auf das Bruchverhalten gering zu halten. Dazu wird die Probe mit einem gezielt eingebrachten Kerb der Länge a versehen und durchgebrochen. Zwischen der aufgebrachten Spannung im Versagensfall, der Anrißlänge und der Rißzähigkeit K_c besteht dann ein Zusammenhang der Form:

$$K_c = Y \cdot \sigma \sqrt{a} \quad \langle 214 \rangle.$$

Dabei stellt Y eine Korrekturfunktion dar, die von der Probengeometrie und Anrißlänge abhängig ist. Die so ermittelte Rißzähigkeit wird als materialspezifisch betrachtet.

Es haben sich verschiedene Meßverfahren und unterschiedliche Probenformen entwickelt, die es gestatten, die Rißzähigkeit bei bekannter Kerblänge zu ermitteln $\langle 215, 216 \rangle$. Das Kernproblem aller Verfahren ist die Erzeugung eines möglichst scharfen Kerbs.

Die Rißzähigkeit von Hartmetallen $\langle 217 \rangle$, aber auch von keramischen Werkstoffen $\langle 218 \rangle$ ist vom Kerbradius abhängig. Sie steigt mit zunehmender Verrundung der Rißspitze. Die vergleichsweise einfache Kerbeinbringung mittels Sägeschnitt $\langle 215 \rangle$ führt neben einer plastischen Verformung im Sägegrund zu relativ breiten Ankerungen. Funkenerosive Verfahren liefern schmale Kerben $\langle 38 \rangle$, führen aber zu einer Gefügebeeinflussung. Die Zielrichtung neuer Anstrengungen bestehen in der Erzeugung extrem scharfer Anrisse mittels Vickers- bzw. Knoop-Eindrücken $\langle 220, 221 \rangle$ und der direkten Ermittlung der zur Erzeugung der Bruchflächen notwendigen Arbeit durch kontrolliert verlaufende Bruchversuche $\langle 215, 222 \rangle$.

Die Untersuchungen zeigen, daß die Rißzähigkeit sehr stark von den Gefügeparametern und dem Bindergehalt abhängig ist.

Wolframbasishartmetalle

Die Wolframbasishartmetalle zeigen den höchsten Rißwiderstand. Ihre Zähigkeit ist vom Verformungsverhalten des Binders abhängig. Mit zunehmender Härte (kleine Carbidkorngröße, niedriger Bindergehalt, geringe mittlere Binderschichtdicke) nimmt die Rißzähigkeit erwartungsgemäß ab.

Nach Chermant und Osterstock <223> beträgt die Rißzähigkeit eines WC-Hartmetalls, das in der Carbidkorngröße der untersuchten WC-6Co-Legierung entspricht, $12\text{MN}/\text{m}^{3/2}$. Die ermittelten Rißzähigkeitswerte sind aufgrund des Verhältnisses von Stützlänge/Kerbtiefe geringfügig zu höheren Zähigkeitswerten verschoben.

Die Zähigkeit der Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle ist mit der von WC-Co-Legierungen vergleichbar. Von den beiden untersuchten Legierungen besitzt das Hartmetall mit kubisch-flächenzentrierter Bindephase die höhere Zähigkeit.

Die niedrige Härte weist auf eine niedrige Streckgrenze hin, während die Rißzähigkeit auf eine hohe Duktilität des Binders hindeutet. Das Bruchbild (Abb. 27c) liefert dafür jedoch keine Anhaltspunkte, da der Binder wegen des geringen Volumenanteils kaum sichtbar ist.

(Ti,Mo)C-Hartmetalle

Wie aus Abb. 69b hervorgeht, ist die Rißzähigkeit der (Ti,Mo)C-Hartmetalle von der Carbidzusammensetzung und dem Bindergehalt abhängig. Dies kann mit den in den zweiphasigen Werkstoffen vorhandenen Eigenspannungen erklärt werden. Bock <195> fand, daß für das Versagen der WC-Co-Hartmetalle die Spannung in der Carbidphase ausschlaggebend ist. Beim Anlegen einer äußeren Zugspannung steigt die Spannung in Wolframcarbid aufgrund des hohen E-Moduls dieser Phase rasch bis zum Erreichen der Dehn-

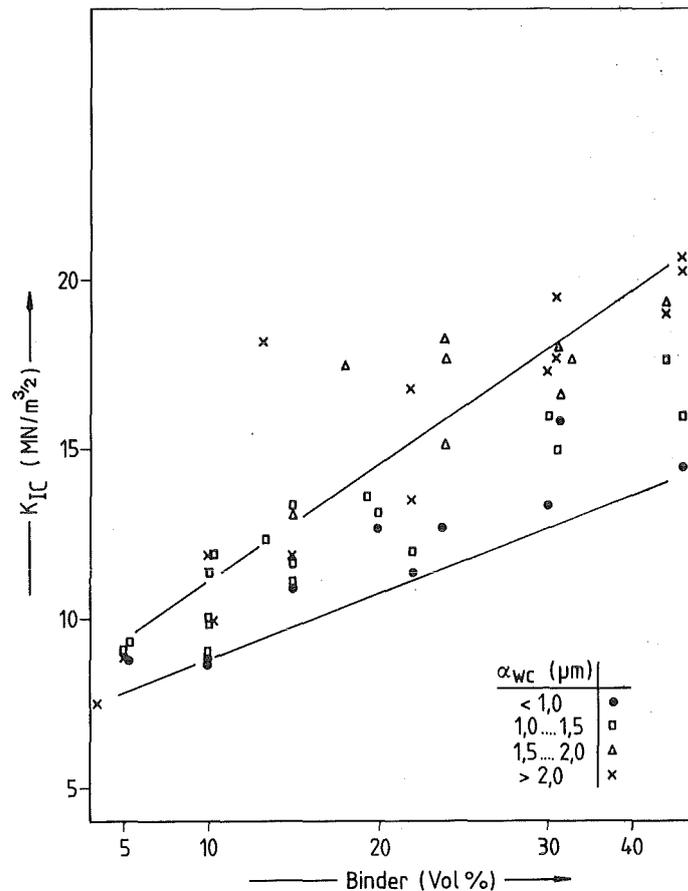


Abb. 69a: Einfluß des Bindergehalts und der Carbidkorngröße α auf die Reißzähigkeit von WC-Co-Hartmetallen $\langle 38,223 \rangle$.

grenze des Binders an. Wird sie überschritten, ist die Spannungsaufteilung auf die Carbid- und Bindephase vom Verfestigungsvermögen des Binders bestimmt. Der Bruch tritt ein, wenn im WC eine Spannung von ca. 120 N/mm^2 erreicht ist.

Bei der Übertragung dieser Modellvorstellung auf (Ti,Mo)C-Hartmetalle ist festzustellen, daß

- (1) die im System WC-Co erzeugten Abkühleigenspannungen wegen der Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Wolframcarbide und Cobalt höher sein werden als im System $(\text{Ti,Mo})\text{C}_{1-x}\text{-Ni}$.

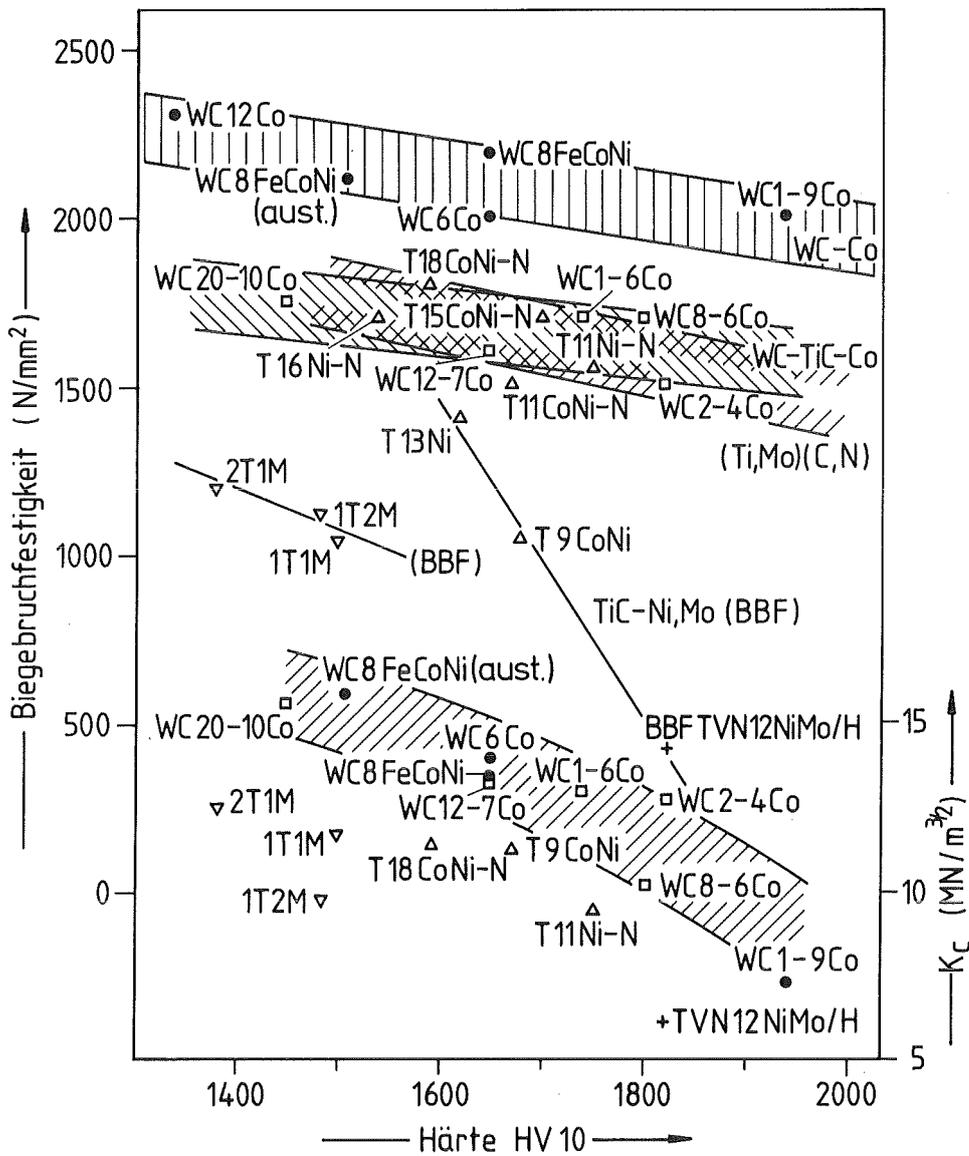


Abb. 69b: Zusammenhang zwischen der Härte, der Reißzähigkeit und der Biegebruchfestigkeit

- (2) der Elastizitätsmodul der (Ti,Mo)C-Mischkristalle mit zunehmendem Molybdängehalt steigt. Die induzierten Druckeigenstressungen in der Carbidgephase werden deshalb zu höheren Molybdängehalten abnehmen.
- (3) durch die Mischkristallverfestigung in der Hartstoffphase der (Ti,Mo)C-Hartmetalle die Zähigkeit erhöht wird. Wie aus Tab. 19a hervorgeht, ist sie allerdings kaum vom Ti:Mo-Verhältnis abhängig.

TiC-Ni,Mo und (Ti,Mo)(C,N)-Ni-Hartmetalle

Wegen des von zweiphasigen Hartmetallen deutlich abweichenden Kristallisationsverhaltens der TiC-Basishartmetalle ist ihre Reißfähigkeit nicht mit den Modellvorstellungen von Bock <195> allein erklärbar. Für die Ermittlung des Einflusses der thermischen Eigenspannung auf das Bruchverhalten wäre es erforderlich, die Spannungsverteilung in der Ti- bzw. Mo-reichen Zone und dem Binder zu kennen. Eine röntgenographische Ermittlung dürfte jedoch wegen des geringen Unterschieds in den Gitterkonstanten der Hartstoffphasen Schwierigkeiten bereiten.

Die Abb. 69b verdeutlicht die im Vergleich zu WC-Legierungen geringere Zähigkeit der Titanbasishartmetalle. Die Makrohärte beider Hartmetallgruppen ist zwar ähnlich, jedoch besitzt der Binder der TiC-Hartmetalle eine niedrigere Zähigkeit. Die Ergebnisse werden durch Bruchuntersuchungen von Suzuku et al. <224> bestätigt. Sie geben die intrinsische Festigkeit einer WC-10Co- und einer TiC-20Mo-20Ni-Legierung vergleichbarer Carbidgekorngröße mit 800 bzw. 230 daN/mm² an.

Palmqvist-Verfahren

Rißentstehungsverhalten

Palmqvist et al. <225> postulieren einen linearen Zusammenhang zwischen der Prüfkraft und der Rißlängensumme hartspröder Werkstoffe der Form:

$$\sum l_i = \alpha F + a_0$$

Wie Exner <172> und Visvanadham <183> anführen, geht die Rißlängengerade bei geeigneter Oberflächenpräparation durch den Ursprung. Die Ergebnisse neuerer Untersuchungen <171,226,227> sprechen jedoch dagegen. Auch ZumGahr <182> stellte bei Rißuntersuchungen an 90MnCrV8 bei einigen Gefügen Werte von $a_0 < 0$ fest, interpretierte dies jedoch mit verbliebenen Eigenspannungen in der Schlifffläche.

Eine genaue Kenntnis über die Lage der Rißlängengerade im Ursprung ist für das Verständnis der Rißentstehung wichtig. Der Wert von a_0 kann als Maß für die Rißbildungsarbeit betrachtet werden.

Die eigenen Ergebnisse zeigen sowohl "Anfangsrißlängen" $a_0 < 0$ wie > 0 . Bei WC-Co-Hartmetallen steigt der Rißbildungswiderstand tendenziell mit steigendem Bindergehalt.

Wie Ogilvy et al. <181> zeigen konnten, verlaufen die Risse innerhalb der plastisch verformten Zone. Innerhalb dieses Bereiches wirken an der Oberfläche Zugspannungen <182>. Wie Untersuchungen von Arndt <94> und Sarin <95> zeigen, ist in WC-Co-Hartmetallen ein Abbau von Spannungen durch Verformungsprozesse in der Carbidphase und an den Korngrenzen möglich. Unter diesen Voraussetzungen scheint die Absorption eines Teils der durch einen Vickerseindruck aufgebrauchten Energie durch plastische Verformung möglich.

Wie bereits in Kap. 4.2.2. erläutert, hängt die Rißbildung

zweiphasiger Legierungen eng mit den thermische Eigenspannungen zusammen. Die eigenen Rißzähigkeitsuntersuchungen zeigen, daß der Wert von a_0 für WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle größer Null ist. Hoffmann et al. <228> stellten fest, daß auch in Hartmetallen mit Mischcarbiden die thermischen Eigenspannungen des Wolframcarbids kompressiv sind. Andererseits fällt bei WC-Co-Legierungen die induzierte Druckeigenspannung im Wolframcarbidgehalt mit abnehmendem Bindergehalt und erreicht in einer WC-15Co-Legierung nur noch 15 daN/mm^2 <195>. Da der thermische Ausdehnungskoeffizient des Mischcarbids zwischen dem des Cobalts und dem Wolframcarbidgehalt liegt, könnte dies bedeuten, daß die Mischcarbidgekörner in WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen unter Zugspannung stehen. Die Anfangsrißlänge wäre dann mit der Rißentstehung durch Superposition der Eigenspannung in der Mischcarbidgephase und der äußeren Spannung erklärbar.

Rißausbreitungsverhalten

Das Rißausbreitungsverhalten von Werkstoffen ist von der Zusammensetzung, den Gefügeparametern und der Verformungsgeschwindigkeit abhängig. Befunde von Prakash <186> und Lange <229> zeigen, daß nicht grundsätzlich von einem linearen Zusammenhang zwischen der Rißlänge und der Prüfkraft ausgegangen werden kann. Lange <229> stellt an $\text{TiC-MoC}_{1-x}\text{-NbC-Ni}$ Hartmetallen sowohl degressiv verlaufende Kurven, wie auch abschnittsweise lineare Zusammenhänge fest.

Wie die eigenen Untersuchungen ergaben, ändert sich das plastische Verformungsverhalten, ausgedrückt durch die Härte, ab einer Belastung von 500 N. Wie der Verlauf der Rißlängen/Rißtiefenkurve (Abb. 42) andeutet, breiten sich die Palmqvistrisse mit steigender Last zunehmend in der Tiefe aus. Gleichzeitig kommt es zur Bildung muschelförmiger (lateraler) Risse unterhalb des Eindrucks (vgl. Abb.70).

Das Auftreten lateraler Risse kann durch die materialspezifische Spannungsverteilung erklärt werden <224>. Bestehende mathematische Ansätze zur Beschreibung von Spannungsfeldern um

Vickerseindrücke sind nicht in der Lage, laterale Rißbildung hinreichend zu beschreiben.

Die Versuchsergebnisse zeigen, daß das Rißentstehungs- und Ausbreitungsverhalten von der Werkstoffzusammensetzung und dem Gefüge abhängt. Da die Ermittlung der Gefügeparameter nicht Ziel dieser Arbeit war, kann kein quantitativer Zusammenhang zwischen der Carbidkorngröße D_{Carbid} , der Binderschichtdicke L_{Binder} und dem Rißentstehungs- und Rißausbreitungsverhalten aufgezeigt werden. Jedoch legen die Ergebnisse nahe, daß das Bruchverhalten bei niedrigem Bindergehalt und kleinem $L_{\text{Binder}}^2/D_{\text{Carbid}}$ -Verhältnis durch die Rißausbreitung bestimmt wird, während bei niedrigem Skelettbildungsgrad die Rißentstehung maßgeblich ist <183,186,230>.

Der Zusammenhang zwischen Härte und dem inversen Rißwiderstand ist in den Abbn. 71 a-b dargestellt.

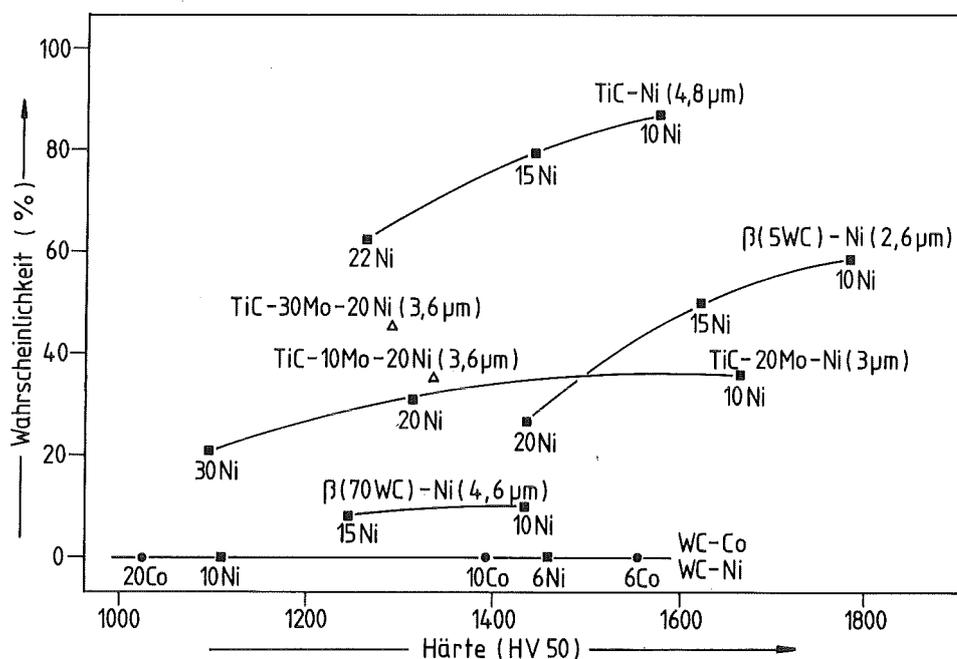


Abb. 70: Zusammenhang zwischen der Zusammensetzung, der Carbidkorngröße und der Bildung lateraler Risse <224>

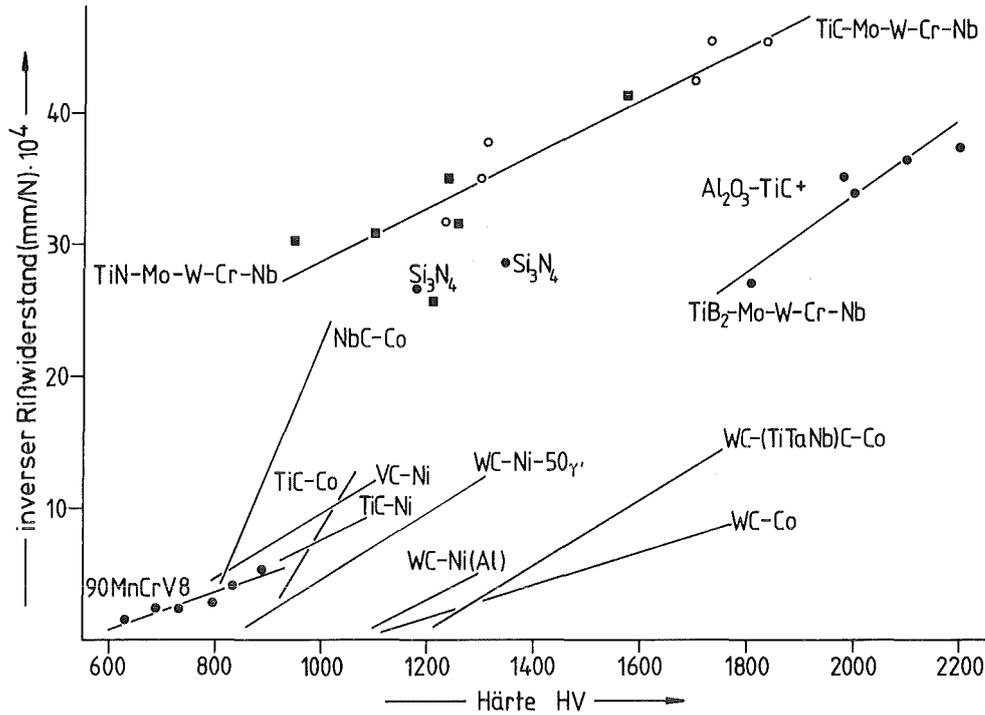


Abb. 71a: Zusammenhang zwischen dem plastischen Verformungsvermögen und der Rißausbreitung <182,235,273,278,279>

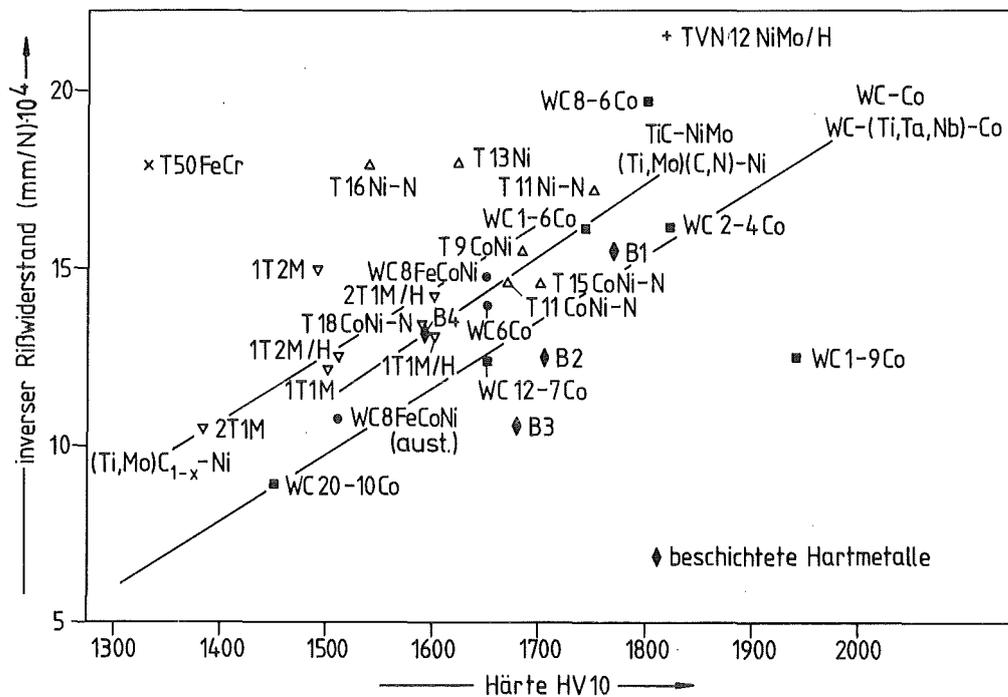


Abb. 71b: Zusammenhang zwischen der Härte und der inversen Rißwiderstand der untersuchten Legierungen

Einfluß der Wärmebehandlung auf das Rißentstehungs- und Ausbreitungsverhalten

Die durchgeführte Wärmebehandlung $850^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ führt, wie aus den magnetischen Messungen hervorgeht, mit Ausnahme der Hartmetalle WC1-6Co und TVN12NiMo/H, zu einer Änderung des Lösungszustandes der Bindephase. Die Wärmebehandlung führt zu einem Abbau der thermischen Eigenspannungen in Carbid- und Bindephase <180,228,231,234>. Die optimale Glühtemperatur ist von der Werkstoffzusammensetzung abhängig.

Nach Johnsson <232> und Grewe <233> laufen in der Bindephase von WC-Co-Legierungen bei dieser Temperatur Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge ab, die das Verformungsvermögen des Werkstoffs beeinflussen können. Auch für die Titancarbidbasis-hartmetalle ist mit entsprechenden Vorgängen zu rechnen. So kann bei der Glühtemperatur von 850°C bei dem Hartmetall T18CoNi-N mit einem Wachstum der γ' -Phase gerechnet werden, was die Verformungseigenschaften des Binders verschlechtert.

4.2.3. Zusammenhang zwischen der Palmqvistzähigkeit und der konventionell ermittelten Rißzähigkeit.

Das Palmqvistverfahren stellt wegen seiner vergleichsweise geringen Anforderungen hinsichtlich Probengröße, Oberflächenpräparation und Prüfaufwand ein einfaches Mittel zur Charakterisierung der Oberflächenrißzähigkeit dar. Man ist deshalb bestrebt, die Rißlänge als ein Maß der Oberflächenzähigkeit in eine Größe überzuführen, die direkt mit dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor aus Biegeversuchen mit gekerbten Proben vergleichbar ist. Für die Berechnung eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors, der für oberflächennahe Zonen gilt, werden die nachfolgenden Berechnungsmöglichkeiten angegeben.

$$(1) \quad K_{c(1)} = 0,087 \sqrt{H/\alpha} \quad \langle 235 \rangle$$

$$(2) \quad K_{c(2)} = \frac{F}{(\pi c)^{1,5} \tan \phi / 2} \quad \langle 236 \rangle$$

$$(3) \quad K_{c(3)} = H \sqrt{0,5 D_{HV}} \left(\frac{HV}{E}\right)^{-0,4} T \quad \langle 237 \rangle$$

$$(4) \quad T = -1,59 - 0,34 \log\left(\frac{2C}{D_{HV}}\right) - 2,02 \left(\log\frac{2C}{D_{HV}}\right) + 11,23 \left(\log\frac{2C}{D_{HV}}\right)^3 \\ - 24,97 \left(\log\frac{2C}{D_{HV}}\right)^4 + 16,32 \left(\log\frac{2C}{D_{HV}}\right)^5$$

Für (2) und (4) gilt:

$$(5) \quad C = \frac{\sum l_i + 2D_{HV}}{4}$$

Die Gleichungen (2) und 3) gehen von radialen Rissen unterhalb des Eindrucks aus. ZumGahr <187> weist jedoch bei Stählen auf ein der Abb. 43a ähnliches Rißprofil hin. Lankford <238> stellte fest, daß sich die Ausbildung des Rißprofils spröder Werkstoffe mit steigender Last von der typischen Palmqvistform (Abb. 43b) zu einer radialen Form ändert.

Niihara <239> definierte für das Auftreten des Palmqvist-Rißprofils die in die Berechnung von (3) eingehende Rißlänge zu

$$(6) \quad C = \frac{\sum l_i}{4}$$

Auch die eigenen Versuche bestätigen eine von der Zusammensetzung der Werkstoffe und der Prüflast abhängige Ausbildung der Rißflächen. Für die Bewertung der Oberflächenrißzähigkeit nach den Formeln (2) und (3) muß deshalb das Rißlängen/Rißtiefenverhältnis mitberücksichtigt werden <240>. Nach Marion <236> sollte dieses Verhältnis <2 sein. Anhand der Abb. 42 kann der Quotient für die Berechnung der Oberflächenrißzähigkeit der hier untersuchten Hartmetalle zu 3-5 abgeschätzt werden.

Probe	$k_c(1)$ (MN/m ^{3/2})	$k_c(2)$ (MN/m ^{3/2})	$k_c(3)$ (MN/m ^{3/2})
WC-6Co	9,3	7,6	12,3
WC8FeCoNi	8,7	8,4	10,3
WC8FeCoNi	9,9	6,9	12,8
WC12Co	13,1	-	13,9
WC1-6Co	8,9	6,1	10,8
WC1-9Co	10,6	6,4	11,0
WC2-4Co	9,1	-	11,1
WC8-6Co	8,1	-	11,1
WC12-7Co	9,7	8,7	12,3
WC20-10Co	10,5	9,2	12,8
T13Ni	8,2	6,3	9,8
T9CoNi	8,4	6,6	10,0
TVN12NiMo/H	7,9	4,3	9,4
T18CoNi-N	9,1	8,0	10,2
T15CoNi-N	9,1	6,9	9,9
T11Ni-N	8,6	6,2	8,8
T11CoNi-N	9,0	6,6	9,3
T16Ni-N	7,8	6,1	8,7
2T1M	9,8	8,2	10,7
2T1M/H	9,0	6,3	-
1T1M	9,5	8,0	10,7
1T1M/H	9,1	-	-
1T2M	8,3	6,8	10,1
1T2M/H	9,2	-	-
B2 (*)	9,6	8,5	12,7
B1 (*)	9,0	7,1	7,7
B3 (*)	10,5	8,6	11,5
B4 (*)	9,2	8,9	11,3
Al ₂ O ₃ -TiC (**)	1,0	3,8	5,3
T50FeCr	7,4	6,1	9,9

(*) Substrat

(**) berechnet aus 100 N-Eindruck

Tab. 26: Berechnete Oberflächenzähigkeit

Die so berechneten Zähigkeitswerte (vgl. Tab. 26) führen zu Ergebnissen, die weit voneinander abweichen. Nach Shoemaker <241> hat die Verformungsgeschwindigkeit Einfluß auf die in Versuchen mit gekerbten Proben ermittelte Reißfähigkeit. Obwohl bei den eigenen Versuchen keine Unterschiede zwischen den mit der Eindrucktechnik erzeugten Reißflächen und den Bruchflächen von gekerbten Proben bestehen, ist ein abweichendes Verformungsverhalten nicht auszuschließen.

Die eigenen Ergebnisse und Untersuchungen von Visvanadham und Venables <183>, Prakash und Marshall <186>, Suzuki, Palmqvist, Larsson-Basse, Almond, Hoffmann und Komac <224-229> weisen auf einen komplizierten Verformungsprozeß hin, dessen Mechanismen von der Probenzusammensetzung, dem Gefüge, der Prüfkraft und der Geometrie der Prüfspitze abhängig sind. Die Reißmorphologie der untersuchten Hartmetalle, ausgedrückt durch den Quotienten aus Reißlänge/Reißtiefe (vgl. Abb. 42) unterscheidet sich deutlich von der mit der Knoop-Eindrucktechnik erzeugten Reißgeometrie bei keramischen Werkstoffen <242>. Da die Bestimmung der Palmqvistzähigkeit bei Werkstoffen ohne Binder und binderreichen Proben Schwierigkeiten bereitet <183,186,235>, ist die Angabe eines Spannungsintensitätsfaktors für oberflächennahe Zonen von der Werkstoffseite sehr eingeschränkt.

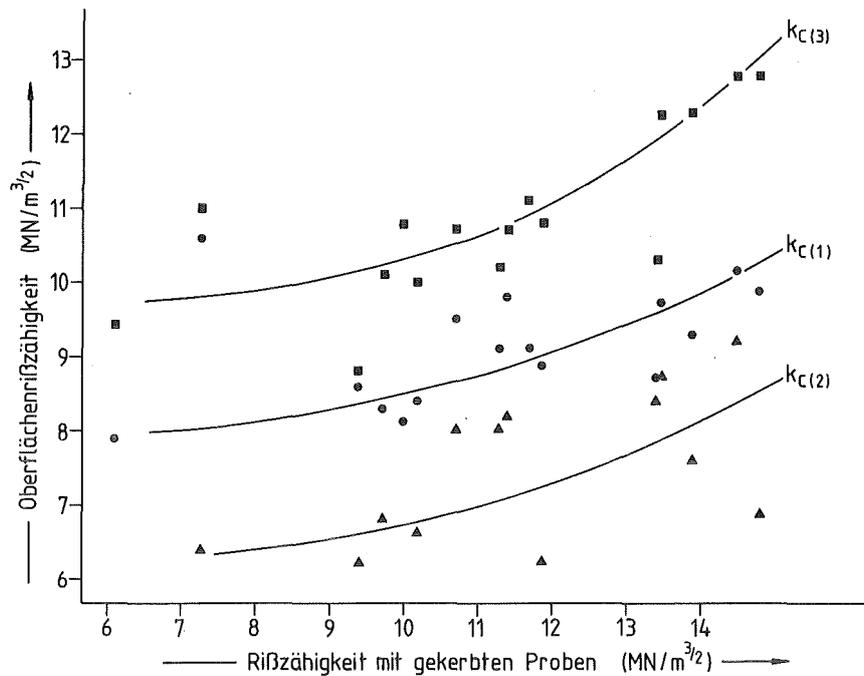


Abb. 72: Zusammenhang zwischen der Oberflächenrißzähigkeit und der Bruchzähigkeit

4.3. Zusammenhang zwischen den Materialkenngrößen und dem Verschleißverhalten

4.3.1. Abrasionsverschleiß-Eigenschaften

Die Verschleißfestigkeit ist keine Materialeigenschaft. Die Höhe des Verschleißes ist vielmehr vom Prüfsystem abhängig. Aus dem Bewegungsablauf zwischen Grundkörper und Gegenkörper in Verbindung mit einem Zwischenmedium resultiert bei gegebener Last eine Verschleißbeanspruchung.

Zur Charakterisierung der abrasiven Verschleißfestigkeit wurde der Schleifradtest herangezogen. Die Untersuchungen von Blomberry et al. <46>, Avery <245>, Swanson <246> und Larsson-Basse <247> zeigen, daß der Verschleiß durch Änderung der Versuchsparameter (Art des Schleifkorns, Kornform, Korngröße, Last u.a.) innerhalb weiter Grenzen beeinflussbar ist. Die Verschleißbedingungen wurden so gewählt, daß eine Verschleißprüfung in der Hochlage ($HV_{\text{Schleifkorn}} > HV_{\text{Härteträger der Probe}}$) bzw. Mittellage ($HV_{\text{Schleifkorn}} \approx HV_{\text{Härteträger der Probe}}$) möglich war. Wie aus den Abb. 45 und 47 hervorgeht, ist die Verschleißfestigkeit sowohl von der Härte, wie der Zähigkeit der Werkstoffe abhängig.

Aluminiumoxid

Die Härte des Schleifmittels Al_2O_3 liegt zwischen der Makrohärte der Werkstoffe und der Härte der carbidischen Phasen. Wie aus der Abb. 45a deutlich hervorgeht, wird eine gute Differenzierung des Verschleißverhaltens der untersuchten Werkstoffe ermöglicht.

Die Wolframcarbidbasishartmetalle zeigen den höchsten Verschleißwiderstand. Hartmetalle mit der höchsten Carbid-Binder-grenzfläche (kleinste Korngröße) haben den geringsten Abrieb zu verzeichnen. Da der Angriff der Schleifkörner eine Fragmentation der Carbidkörner bewirkt und durch Bindererosion auch ein Herausbrechen einzelner Körner erfolgt, ist die Verschleißrate feinkörniger Hartmetalle gering (Abb. 73).

Aus den Verschleißergebnissen der Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetalle geht die Bedeutung einer martensitischen Bindephasenumwandlung gegenüber einer Dispersionsverfestigung klar hervor. Durch die Umwandlung werden Druckeigenstressungen im WC-Korn erzeugt, die einer Rißausbreitung entgegenwirken. Dagegen werden die dispergierten Co bzw. Ni-Atome von den Versetzungen leicht umgangen.

Die Zugabe größerer Anteile Mischcarbid führt zu einem niedrigen Abrasionswiderstand. Die Rißzähigkeitsuntersuchungen zeigen, daß die Spaltbruchfestigkeit der Mischcarbide vergleichsweise gering ist. Die schlechtere Benetzbarkeit der Mischkristallkörner führt zu einer runden Kornform, die eine minimale Carbid-Binder-grenzfläche zu Folge hat. Obwohl die $(Ti,Mo)C_{1-x}$ -TiC-Ni,Mo- und $(Ti,Mo)(C,N)$ -Hartmetalle eine z.T. höhere Härte und Rißzähigkeit als die WC-Basishartmetalle aufweisen, spielt bei ihnen das Carbid-Binderbenetzungsverhältnis die ausschlaggebende Rolle für ihre hohe Verschleißrate. Wie die Abb. 46a zeigt, tritt die Rißbildung bei abrasiver Belastung vorwiegend an den MoC_{1-x} -Ni und MoC_{1-x} - MoC_{1-x} -Grenzflächen auf. Die Untersuchungen von Moskowitz et al. <248> an TiC-Ni,Mo- und TiC-TiN-VC-Ni,Mo-Hartmetallen deutet darauf hin, daß zwischen den MoC_{1-x} - MoC_{1-x} -Körnern keine Benetzung durch den Ni-Binder erfolgt.

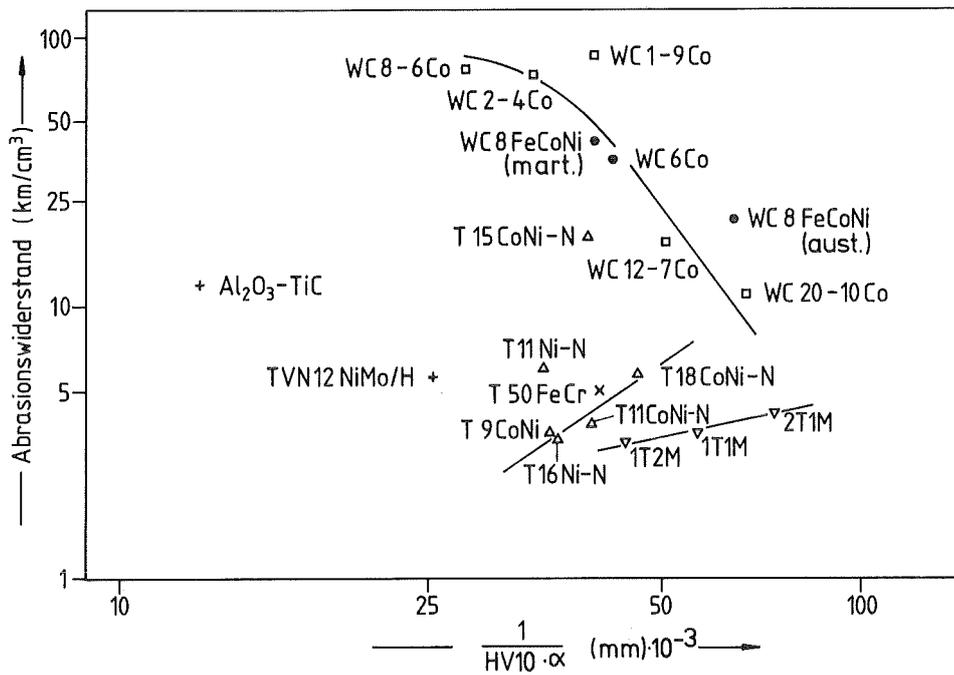


Abb. 73: Zusammenhang zwischen dem Verformungsverhalten und dem Abrasionsverschleiß (Schleifmittel Al₂O₃)

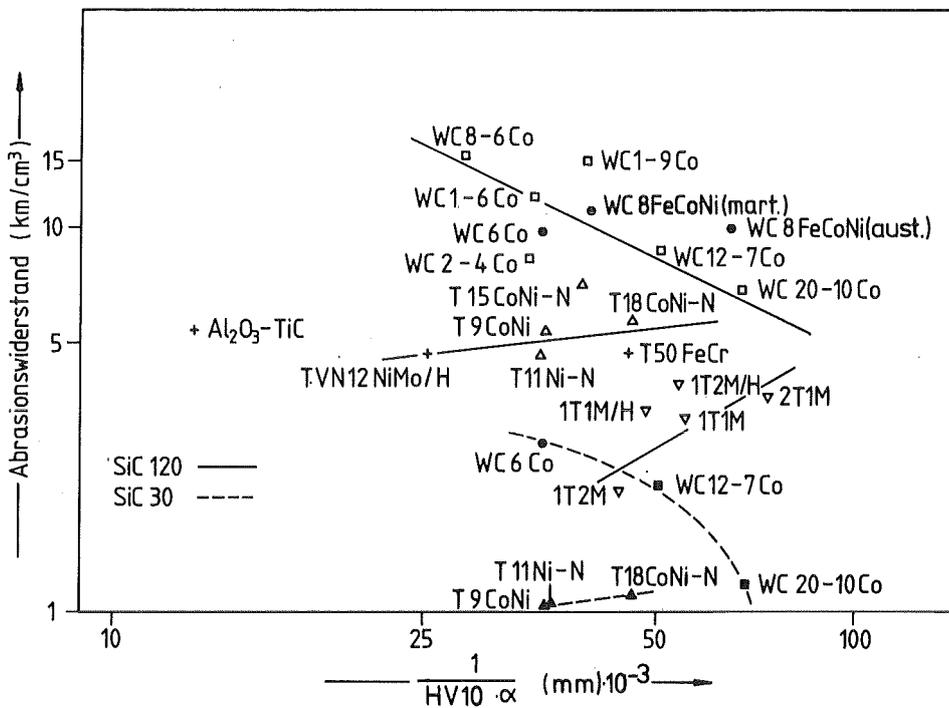


Abb. 74: Zusammenhang zwischen dem Verformungsverhalten und dem Abrasionsverschleiß (Schleifmittel SiC 120)

Dieser Befund unterstreicht einen wesentlichen Unterschied zu den WC-Co- und WC-Fe,Co,Ni-Hartmetallen, bei denen neben WC-Korngrenzen auch Binderschichtdicken von nur wenigen 10 nm gefunden wurden <153>.

Abb. 45 verdeutlicht, daß eine Steigerung des Gehalts der Metallphase keineswegs zu einer Verschlechterung des Verschleißverhaltens führt. Die Verschleißbeanspruchung führt zu einer Furchung der Werkstoffoberfläche, die von einer erheblichen plastischen Verformung begleitet ist. Die Verschleißrate metallreicher Werkstoffe wird sowohl vom Volumengehalt der Carbidgephase als auch vom Benetzungsverhalten und dem plastischen Verformungsverhalten der Matrix bestimmt. Bei den metallreichen, verschleißfesten Werkstoffen ist die Metallphase der eigentliche Härte-träger. Zwischen seiner Härte und Zähigkeit und dem Verschleißwiderstand besteht ein enger Zusammenhang <249>. Unter den untersuchten Werkstoffen ist der Schnellarbeitsstahl in Bezug auf das Benetzungsverhalten der Carbide und der Zähigkeit der Bindephase als optimal anzusehen. Mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt der Bindephase nimmt die Festigkeit der martensitahärtenden Legierungen ab. Die Werkstoffe T67FeCr, T50FeCr und T72FeCoNiMo besitzen deshalb einen niedrigen Verschleißwiderstand. In der Legierung T72NiCr hat die γ' -Phase nur geringen Einfluß auf die Aushärtung der Metallphase. Der Verschleißwiderstand ist wegen des daraus resultierenden Furchungsverschleißes gering.

Siliziumcarbid

Die Abb. 74 zeigt, daß die Unterschiede im Verschleißergebnis bei der Verwendung von SiC-Schleifkörnern erheblich geringer werden. Die Verschleißbeanspruchung ist in diesem tribologischen System für Hartmetalle höher als bei der Verwendung von Aluminiumoxid als Schleifkorn. Die Verschleißwirkung von Schleifmitteln ist von ihrer Härte, Zähigkeit <52> und chemischen Affinität zum untersuchten Werkstoff abhängig. Nach Gilman<251> besteht zwischen der Eindruck- und der Ritzhärte ein enger Zusammenhang. Die Härte des Schleifkorns ist folglich mitentscheidend, welche Phasen der Probe angegriffen werden

können.

Das SiC-Schleifkorn liegt in der Härte zwischen dem WC und dem TiC. Der Angriff des Schleifmittels erfolgt bei Hartmetallen vornehmlich in der Hartstoffphase. Bei den WC- und TiC-Basis-hartmetallen wurde Rißbildung an den Carbid-Carbid- bzw. Carbid-Bindergrrenzflächen festgestellt.

Die Zähigkeit des Schleifkorns ist von Bedeutung für seine Fragmentation während des tribologischen Prozesses. Siliziumcarbid neigt wegen seiner im Vergleich zu Al_2O_3 geringeren Zähigkeit <252> zum Brechen und bleibt deshalb scharfkantig. Die höhere Eindringfähigkeit der spitzen SiC-Körner äußert sich in einer tieferen Schädigung des Gefüges unterhalb der verschlissenen Probe (vgl. Abb. 46b).

Bei einer hohen chemischen Affinität zwischen Schleifkorn und Probe kann der abrasive Verschleißmechanismus durch Adhäsion und bei höheren Temperaturen auch Diffusion überlagert werden. Bei den untersuchten verschleißfesten Werkstoffen ist eine Differenzierung nach Verschleißhoch- bzw. Tieflage nicht möglich. Trotzdem sind Unterschiede erkennbar, die auf den Einfluß verschiedener Verschleißmechanismen zurückzuführen sind. Bei den Wolframbasishartmetallen fällt der Abrasionswiderstand mit steigendem Rißwiderstand schneller als mit abnehmender Härte. Der Erhöhung der Zähigkeit bei gleicher Härte kommt deshalb bei der Gefügeoptimierung eine größere Bedeutung zu als der Steigerung der Härte. Obwohl wegen des geringen Bindergehalts keine Rißbildung in der Bindephase zu erkennen war, deuten die Befunde doch auf die Bindephase als eine Schwachstelle im Gefüge der WC-Basishartmetalle hin. Wie Arndt <94> zeigen konnte, wandelt sich der Co-Binder bei hoher Verformung allotrop von der kubischen in die hexagonale Modifikation um. Der Vorgang ist mit einer Verringerung der Duktilität des Binders verbunden.

Der hohe Verschleiß der TiC-Ni,Mo- und (Ti,Mo)(C,N)-Hartmetalle läßt sich auf die Erosion der Carbidkörner und ihre Zertrüm-

merung zurückführen. Auch hier stellen die MoC_{1-x} - MoC_{1-x} und MoC_{1-x} -Ni-Phasengrenzen Schwachstellen im Gefüge dar. Der Einfluß des plastischen Verformungsvermögens und der Reißfähigkeit der Titanbasishartmetalle auf die Verschleißfestigkeit ist deutlich geringer als bei den Wolframbasishartmetallen. Die abrasive Verschleißfestigkeit ist bei den untersuchten titanreichen Hartmetallen weder mit der Reißfähigkeit, noch mit der Biegebruchfestigkeit hinreichend erklärbar. Damit wird die grundsätzliche Bedeutung des Gefüges für den Verschleiß unter abrasiver Beanspruchung hervorgehoben.

Wie aus Tab. 24 hervorgeht, ist der Abrasionswiderstand metallreicher Werkstoffe bei der Verwendung von SiC höher als bei der Abrasion mit Al_2O_3 . Die untersuchten Legierungen sind den WC-Basishartmetallen z.T. an Verschleißfestigkeit ebenbürtig. Der Angriff des Schleifkorns bewirkt eine Furchung der Matrix, während die Carbidekörner herausgerissen werden. Der Verschleißwiderstand nimmt deshalb mit zunehmendem Carbidgehalt ab. Aufgrund ihrer hohen Härte bei ausreichender Duktilität besitzen martensitische Bindelegierungen eine höhere Verschleißfestigkeit als die austenitische Legierung T72NiCr.

Durch die Verschleißuntersuchungen wurde die Bedeutung verschiedener Gefüge und Härtungsmechanismen für die Verschleißfestigkeit aufgezeigt. Der Gefügeoptimierung kommt in diesem Zusammenhang eine erhebliche Bedeutung zu. Die Ergebnisse unterstreichen, daß eine Maximierung der Härte nicht grundsätzlich zu einer Verbesserung des Verschleißwiderstandes führt. Um einen hohen Abrasionswiderstand zu erreichen, ist eine hohe Makrohärte bei gleichzeitig größtmöglicher Einbindung der harten Körner in den Verbund erforderlich.

4.3.2. Zusammenhang Zerspanung - Eigenschaften

Die durchgeführten Zerspanungsuntersuchungen sollen einen Vergleich des Verschleißverhaltens von Versuchslegierungen mit marktüblichen Schneidstoffen ermöglichen. Da die Temperatur der wesentliche Parameter ist, der über den Verschleißprozeß be-

stimmt, wurde vorrangig die Schnittgeschwindigkeit variiert und nur an ausgewählten Schneidstoffen der Einfluß des Vorschubs aufgezeigt. Die Versuchslegierungen wurden im Hinblick auf die Zielsetzung gewählt, Zusammenhänge zwischen den im Labormaßstab ermittelten Materialkenngrößen und dem Anwendungsverhalten aufzuzeigen. Die durchgeführten Versuche haben somit Modellcharakter.

4.3.2.1. Vergütungsstähle

Die Zerspanung von Stählen führt zu einer erheblichen thermischen Belastung des Schneidstoffs. Die Schnitttemperatur ist sowohl von den Zerspanungsbedingungen, wie von den thermophysikalischen Eigenschaften des Schneidstoffs und des Werkstoffs abhängig.

Die veröffentlichten Temperaturwerte können wegen den verfahrensspezifischen Problemen nur als Anhaltspunkte aufgefaßt werden. Stellvertretend sei erwähnt, daß eingesenkte Thermolemente zu einer Änderung des Temperaturfeldes führen.

Die Messung der Temperatur mit dem Schneidstoff-Werkstück als Thermolement führt zu Durchschnittswerten, die zudem schnittkraftabhängig sind.

Die Abb. 75 zeigt die Spanflächentemperaturen für verschiedene Werkstück-Schneidstoffkombinationen. Daraus sind Freiflächentemperaturen oberhalb 700°C (mit Ausnahme des Schnellarbeitsstahls) für die in dieser Arbeit untersuchten Schneidstoffe realistisch.

Die Temperatur an der Schneidkante und ihre räumliche Verteilung ändert sich im Lauf des Zerspanungsprozesses. Für die Erklärung der Verschleißvorgänge sind deshalb sowohl Raumtemperatur, Anschnitt, wie Hochtemperaturkennwerte erforderlich.

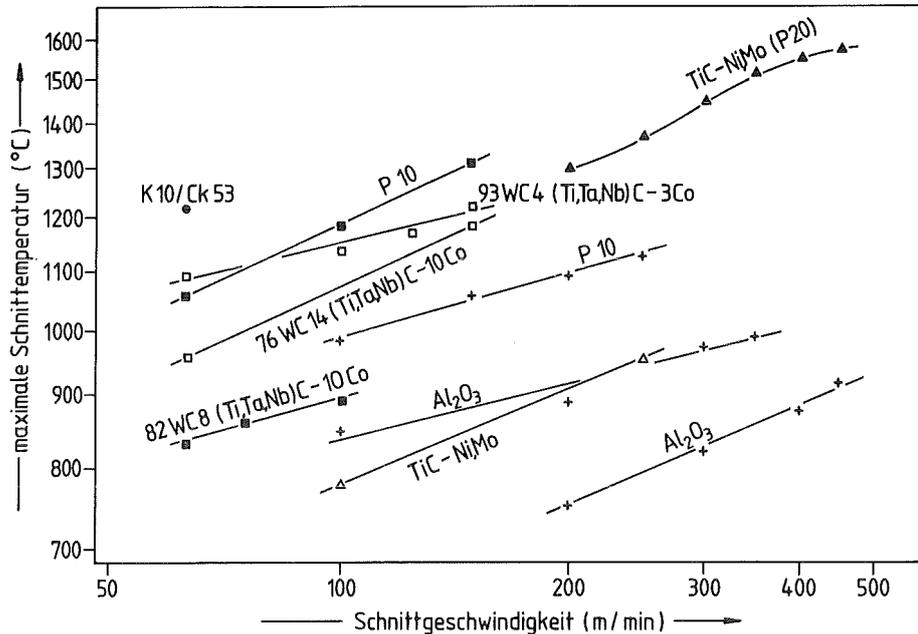


Abb. 75: Zusammenhang zwischen der Schnittgeschwindigkeit und der Schnitttemperatur von Schneidstoffen bei der Zerspaltung von Stählen ähnlich CK45, CK53 <254, 255, 257, 280>

Im Rahmen der Zerspaltungsuntersuchungen an Vergütungsstählen und Grauguß war der Verschleiß auf der Freifläche maßgeblich für die Wahl des Standzeitkriteriums. Nur in Einzelfällen wurde bei dem (Ti,V,Nb)C-12Ni,Mo-Hartmetall ein Kolkverhältnis von 0,3 erreicht, was eine erhöhte Bruchgefahr für die Schneidkante bedeutet. Für die Diskussion soll deshalb vorrangig der Freiflächenverschleiß herangezogen werden, obgleich für die Praxis auch andere Parameter (Kolkentiefe, plastische Verformung, Oberflächengüte der Drehteile o.ä.) zugrunde gelegt werden können.

Um Schneidstoffe höchst unterschiedlicher Zusammensetzung miteinander vergleichen zu können, wurde als Vergleichsgröße diejenige Schnittgeschwindigkeit gewählt, die in 6(V_6) bzw. 10(V_{10}) min zu einer mittleren Verschleißmarkenbreite von 0,2 mm führt.

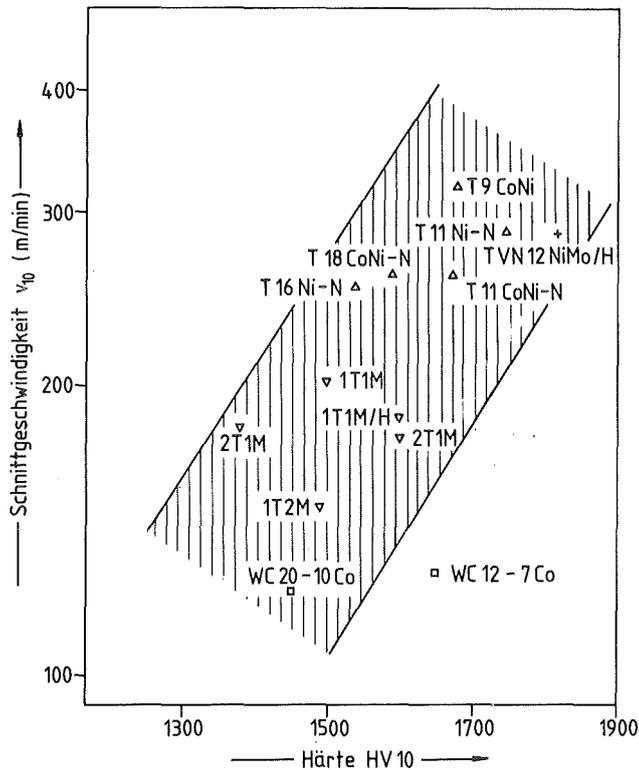


Abb. 76a: Zusammenhang zwischen der Raumtemperaturfestigkeit und der Leistungsverhalten bei der Zerspanung von 42CrMo4

Die Raumtemperaturkennwerte sind für die Anschnittphase des Zerspanungsvorgangs wichtig. Zu Beginn des Schnittvorgangs besteht beispielsweise ein maximaler Unterschied in der Härte von Schneidstoff und Werkstoff (Ausnahme γ' -aushärtende Stähle). Die bisherige Erfahrung, harte Werkstoffe auch für besonders verschleißfest zu halten, läßt sich anhand des Vergleichsparameters Raumtemperaturhärte (Abb. 76a) nur tendenziell bestätigen.

Durch die Makrohärte des Schneidstoffs wird die Größe der wahren Berührungsfläche beeinflußt, in der die Adhäsions- oder Diffusionsvorgänge ablaufen können. Auch die Eindringtiefe harter, abrasiv wirkender Körner, wie sie in Stählen z.B. als Reaktionsprodukte der Zuschlagstoffe vorhanden sind, ist von der Festigkeit des Schneidstoffs abhängig.

Da Werkstoffe gleicher Festigkeit eine unterschiedliche chemische Zusammensetzung und/oder Gefüge aufweisen können, also aus Phasen unterschiedlicher Verschleißfestigkeit bestehen, kann die Makrohärte bei Raumtemperatur nur einen ersten Anhaltspunkt für die Einschätzung der Verschleißfestigkeit eines Werkzeugs liefern.

In der Abb. 76b ist der Zusammenhang zwischen der Schnittgeschwindigkeit und der Warmhärte aufgezeigt. Auch wenn die Prämisse einer Zerspantemperatur von 900°C nur eine grobe Näherung darstellt, spiegelt sich doch ein deutlich erkennbarer Zusammenhang zwischen der Warmfestigkeit und dem Leistungsvermögen der Schneidstoffe wieder.

Die vorliegenden Hartmetalle mit hohem Gehalt an IVa-Carbiden weisen eine mittlere Warmfestigkeit auf. Mit diesen Schneidstoffen sind vergleichsweise hohe Schnittgeschwindigkeiten erreichbar. Dagegen sind mit Hartmetallen, die einen hohen Anteil an V und VIa-Carbiden enthalten, nur niedrige Schnittgeschwindigkeiten möglich. Eine Ausnahme bildet der Schneidstoff TVN12NiMo/H, der den TiC-Hartmetallen an Warmhärte deutlich überlegen ist, jedoch keine höhere Schnittgeschwindigkeit erlaubt.

Die niedrigere Leistungsfähigkeit der WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetalle ist auf den WC-Phasenbestandteil zurückzuführen. Wegen der zunehmenden Wärmeleitfähigkeit der Carbide vom TiC zum WC hin, kann erwartet werden, daß die Zerspantemperatur der WC- und (Ti,V,Nb)C-Hartmetalle höher ist, als die der Titanbasis-hartmetalle. Dies hat eine niedrigere Warmhärte zur Folge.

Der Verschleiß beeinflusst jedoch häufig bestimmte Phasen hinsichtlich ihrer Zusammensetzung, Festigkeit oder Konzentration. Mikrohärtmessungen wären deshalb sicherlich eine geeignetere Möglichkeit der Charakterisierung. Dies stößt aber bei metallarmen Schneidstoffen auf Schwierigkeiten, da die mittleren Korngrößen der Phasen im μm -Bereich liegen.

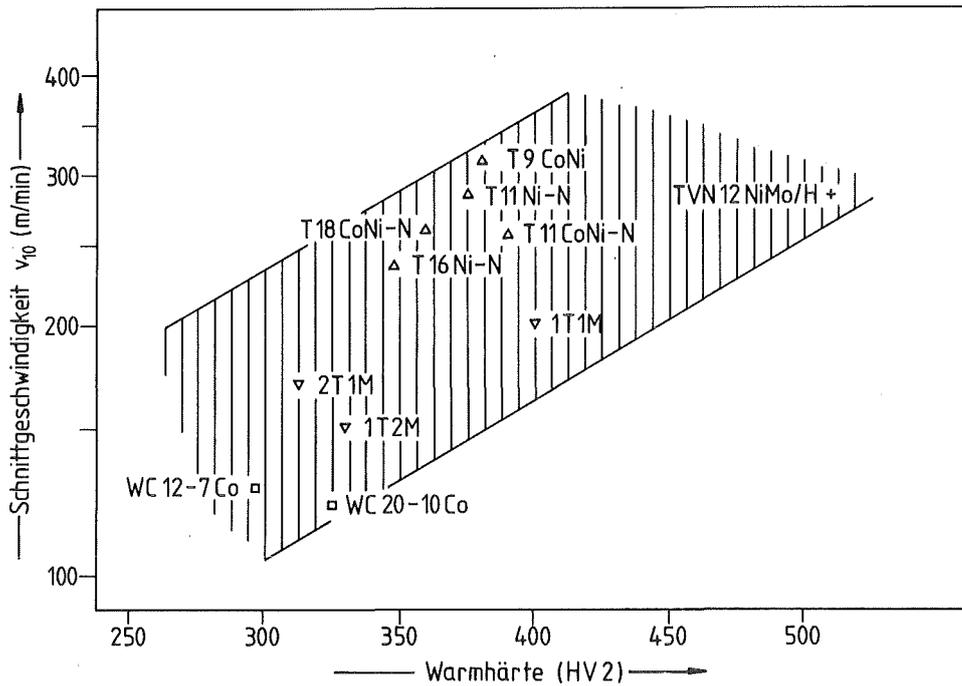


Abb. 76b: Zusammenhang zwischen der Warmhärte ($T = 900^{\circ}\text{C}$) und dem Leistungsvermögen bei der Zerspanung von 42CrMo4

Die Zerspanntemperaturen werden auch durch die Gleiteigenschaften des Schneidstoffs beeinflusst. Samsonov et al. <89> stellte fest, daß sich der Reibkoeffizient von Hartmetallen in der Reihenfolge (TiC-TaC)-Ni,Mo, (TiC-NbC)-Ni,Mo, (TiC-NbC)-Ni,Mo erhöht. Dies erklärt den im Vergleich zu Titanbasishartmetallen höherem Verschleiß des Schneidstoffs TVN12NiMo/H.

Wie die Abb. 67 zeigt, wird der Warmhärteverlauf der beschichteten Hartmetalle überwiegend durch die Festigkeit des Substrats bestimmt. Wegen der abweichenden Beanspruchungsbedingungen zwischen der Warmhärtemessung und dem praktischen Einsatz ist das Anwendungsverhalten beschichteter Werkstoffe nicht allein mit der Warmhärte erklärbar. Es würde den Rahmen dieser Arbeit sprengen, wollte man die genauen Zusammenhänge zwischen dem Aufbau beschichteter Hartmetalle und ihrem Verschleißverhalten darstellen. Zur Erklärung der gewonnenen Ergebnisse seien deshalb stichpunktartig wesentliche Zusammenhänge andiskutiert.

Die Diffraktometeraufnahmen (Abb. 19a,b) zeigen, daß die Schichten orientiert auf dem Substrat aufwachsen. Über ähnliche Ergebnisse berichten auch <260,261>. Die Abscheidung in einer kristallographischen Vorzugsrichtung kann sich negativ auf die Härte und die Biegebruchfestigkeit auswirken <262>.

Die mechanischen und tribologischen Eigenschaften von Überzügen werden aber auch durch das Beschichtungsverfahren und die -bedingungen (Dichte, Rißbildung, Unterkohlung, u.a.) bestimmt.

Wie aus den Standzeitkurven hervorgeht (vgl. Abb.51) sind beschichtete Hartmetalle den Wolframbasishartmetallen erheblich überlegen. Ihr Leistungsverhalten entspricht jedoch z.T. dem der Titanbasishartmetalle. Auch die Schnittkräfte (vgl. Abb. 64) sind teilweise höher als bei TiC-Ni,Mo-Hartmetallen. Dies ist einerseits durch Adhäsionsprozesse bei beschichteten Hartmetallen, aber auch mit der guten Schmierwirkung der entstandenen Molybdänoxiden bei Titanbasiswerkstoffen zu erklären <89>. Aus den Ausführungen ergibt sich, daß im Rahmen dieser Arbeit nicht von einer grundsätzlichen Überlegenheit der beschichteten Hartmetalle gesprochen werden kann.

Rißzähigkeit

Bei der Stahlzerspanung wurden von Ehmer <263> und Kalish <264> vorwiegend Abrasionsmechanismen als Ursache des Freiflächenverschleißes angegeben.

Bei Raumtemperatur haben ZumGahr <50> und Moore et al. <52> den Einfluß der Oberflächenzähigkeit auf das Abrasionsverhalten in Modellverschleißsystemen nachgewiesen. Auch für den Freiflächenverschleiß der Zerspanung von 42CrMo4 ist ein entsprechender Zusammenhang aus Abb. 77 ersichtlich. In Übereinstimmung mit den praktischen Erfahrungen steigt die Verschleißfestigkeit mit zunehmender Sprödigkeit (inversen Rißwiderstand) des Schneidstoffs. Innerhalb der Hartmetalle sind von der Zusammensetzung und dem Leistungsvermögen die Legierungsgruppen WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co, (Ti,Mo)C-Ni und TiC-Ni,Mo bzw. (Ti,Mo)(C,N)-Ni unterscheidbar.

Beim Vergleich von Hartmetallen mit ähnlichem inversem Reißwiderstand (z B. WC12-7Co, T18CoNi-N) besteht ein Faktor 2 Unterschied in der erreichbaren Schnittgeschwindigkeit. Dieses ist mit der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge erklärbar.

Die Adhäsionsneigung der Carbide nimmt tendenziell von der 4. zur 6. Hauptgruppe des Periodensystems zu. Die Verschweißneigung nimmt in der Reihenfolge WC-Basishartmetalle, $(\text{Ti,Mo})\text{C}_{1-x}$ zu den Titanbasishartmetallen ab.

Der bei Raumtemperatur ermittelte inverse Reißwiderstand kann nur ein erster Hinweis auf die Hochtemperaturzähigkeit von Werkstoffen sein. Wie von Dawihl <265> und in einer Veröffentlichung von Schemmel <266> angedeutet wurde, ist die Hochtemperaturzähigkeit, gemessen mit der Palmqvist-Methode, von der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe, dem Skelettbildungsgrad und der Temperatur abhängig. Der Zusammenhang zwischen der Reißlängensumme und der Temperatur ist nicht linear.

Eine weitere Einschränkung ergibt sich aus der möglichen Ausheilung der Risse bei höheren Temperaturen und einer potentiellen Reißverlängerung während der Abkühlphase infolge bestehender Oberflächenspannungen um den Eindruck. Die Kurven geben deshalb einen relativen Eindruck vom Verlauf der Zähigkeit über der Temperatur wieder.

Wie aus Abb. 78 hervorgeht, steigt die Reißlängensumme einer WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierung nur bis ca. 950°C an, um danach deutlich geringer zu werden. Die Zähigkeit der Titanbasishartmetalle ist bei hoher Temperatur auch von der Carbidzusammensetzung abhängig. Wie zu erkennen ist, läßt sich das Reißverhalten von TiC-Basishartmetallen durch Wolframzusätze und einer geeigneten Binderzusammensetzung positiv beeinflussen. Für die untersuchten Titanbasishartmetalle kann daraus geschlossen

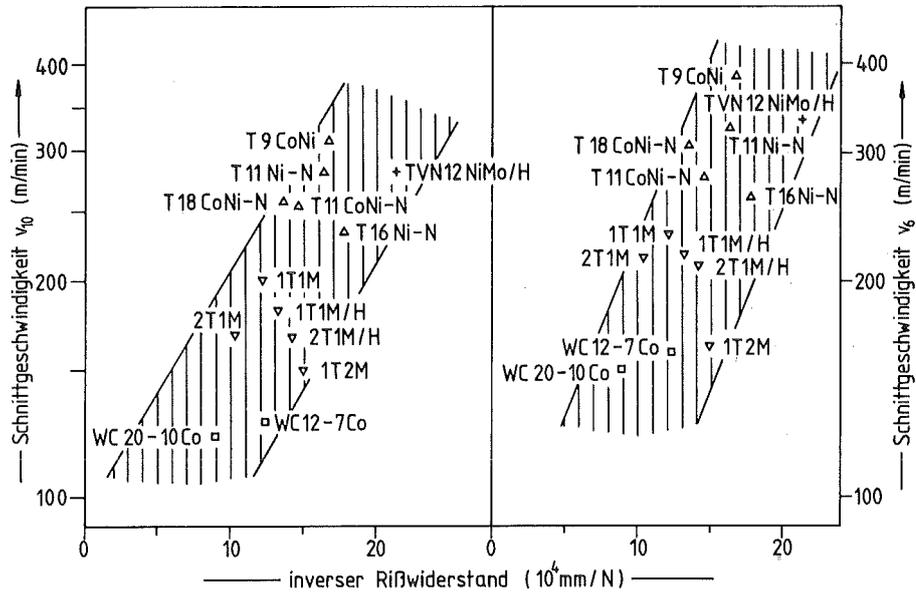


Abb. 77: Zusammenhang zwischen dem inversen Rißausbreitungswiderstand und dem Zerspanungsverhalten

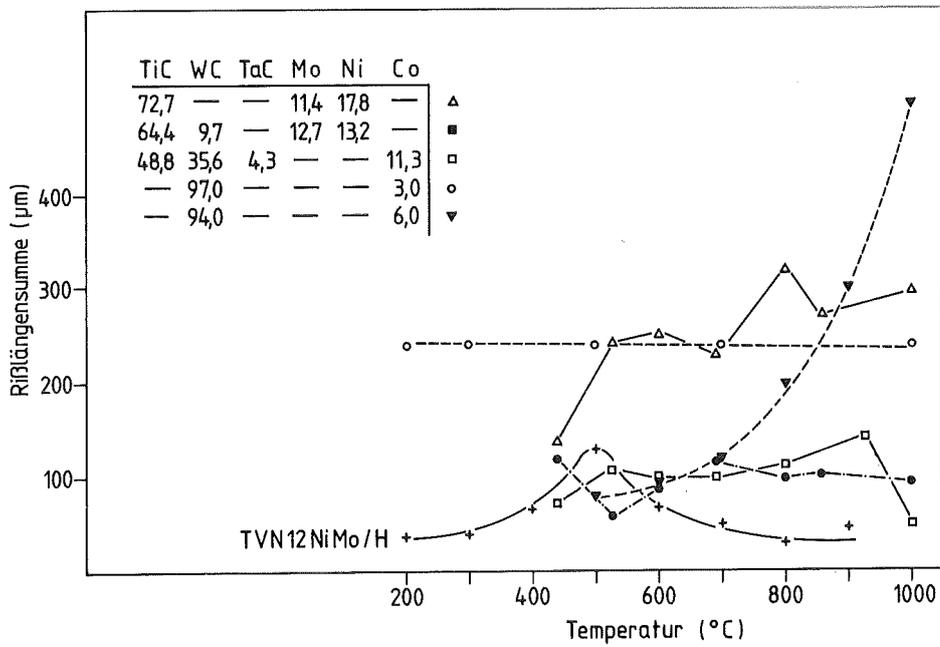


Abb. 78: Hochtemperaturrißzähigkeit von Hartmetallen <265,266>

werden, daß sich die Carbidgezusätze positiv auf die Warmrißzähigkeit auswirken.

Besonders aus dem Verlauf der Rißlängenkurve des TVN12Ni,Mo/H geht hervor, daß die Schneide im Temperaturbereich zwischen 400 und 600°C spröder ist, als bei Einsatztemperaturen außerhalb dieses Intervalls. Dies ist besonders für das Werkzeugverhalten in An- und Ausschnittphasen (Bruchgefahr, Schneidkantenbröckelung, Rißbildung beim Fräsen) von Bedeutung.

Abrasion

Bei der Zerspanung von Stählen spielt die Wirkung von Zuschlagstoffen eine große Rolle auf das Verschleißverhalten der Schneidstoffe. Obwohl nur wenige der gebildeten oxidischen und silikatischen Verbindungen die Warmhärte der carbidischen Hartstoffphasen des Schneidstoffs erreichen <267>, so können sie doch eine Erosion des Binders bewirken. Bei einem ausreichenden Abtrag der Bindephase nehmen auch die ausbrechenden Hartstoffkörner am Verschleißprozeß teil. Am Verschleißprozeß sind somit abrasiv wirkende Körner unterschiedlicher Härte, Zähigkeit und Korngröße beteiligt.

Zwischen den Bedingungen des Modellverschleißprüfsystems für die Abrasion und den Vorgängen auf der Freifläche sind auch bezüglich Temperatur, des Umgebungsmediums, der Gleitgeschwindigkeit und der Flächenpressung Unterschiede zu verzeichnen. Die mittlere (Normal-)Spannung auf der Freifläche kann nach

$$\sigma_m = \frac{F_f \cdot \cos(90^\circ - \kappa) + F_p \cdot \cos(90^\circ - \kappa_N) \sin \kappa}{a_p \cdot VB_m}$$

berechnet werden. Unter den Versuchsbedingungen:

Werkstückstoff: 42CrMo4

Halter 71HCN

Schneidstoffe: 1T1M, T9CoNi

$\kappa = 71^\circ$, $\kappa_N = 19^\circ$

Schnittgeschwindigkeit: 200 bzw. 300 m/min

Spanquerschnitt: $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

ergeben sich nach einer Drehdauer von 10 min ($VB_m = 0,2$ mm) die nachfolgenden Schnittkräfte und Spannungen auf der Freifläche.

Probe	F_v (N)	F_p (N)	σ_m (N/mm ²)
1T1M	290	340	1840
T9CoNi	240	210	1400

Tab. 27: Mittlere Spannung auf der Freifläche beim Zerspanen von 42CrMo4

Diese Freiflächenpressungen liegen um 3 Zehnerpotenzen über denen der abrasiven Verschleißprüfung.

Die Abb. 79 gibt die Ergebnisse der Zerspanungsversuche in Abhängigkeit vom Abrasionswiderstand der Schneidstoffe gegen über Aluminiumoxid und Siliziumcarbid bei Raumtemperatur wieder.

Aluminiumoxid ermöglicht eine weitgehende Differenzierung des Verschleißwiderstandes der einzelnen Hartmetalle. Mit den WC-Basishartmetallen sind, obwohl sie den höchsten abrasiven Verschleißwiderstand aufweisen, die niedrigsten Schnittgeschwindigkeiten innerhalb der untersuchten Hartmetalle erreichbar. Dagegen sind mit Titanbasishartmetallen, welche deutlich niedrigere abrasive Verschleißwiderstände besitzen, erheblich höhere Zerspanungsgeschwindigkeiten erzielbar.

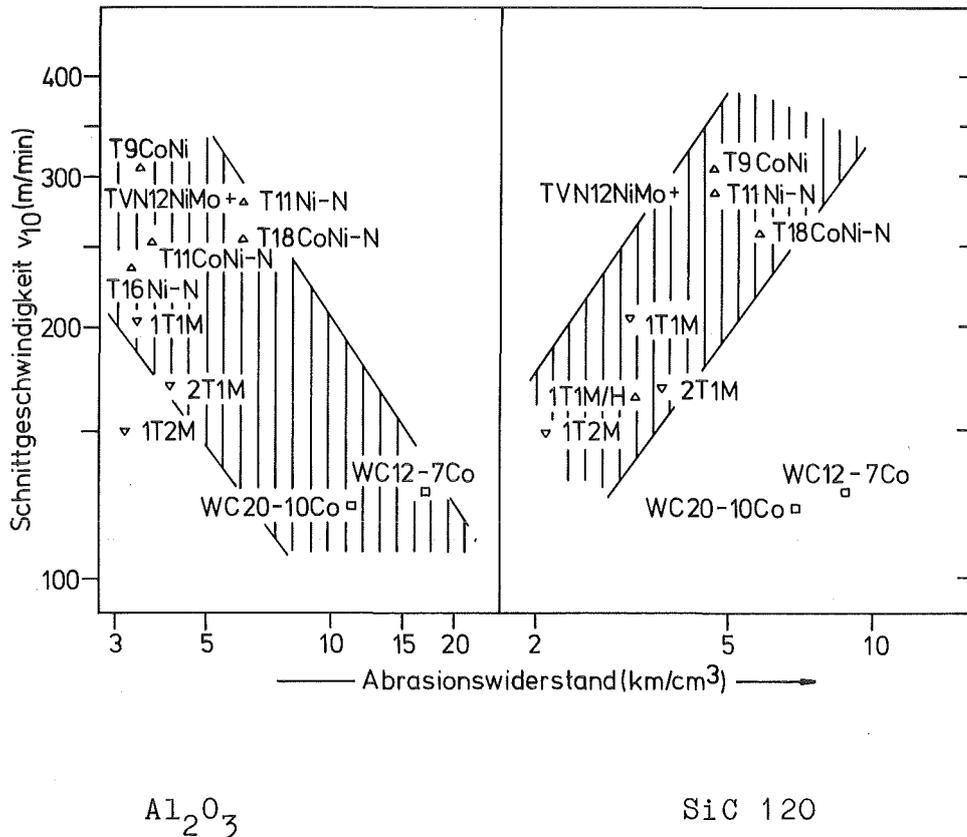


Abb. 79: Zusammenhang zwischen dem abrasiven Verschleißverhalten und dem Einsatzverhalten bei der Zerspanung von 42CrMo4

Bei WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Hartmetallen nimmt die Raumtemperaturverschleißfestigkeit mit abnehmendem Cobaltgehalt und Mischcarbidzusatz zu. Dagegen verschlechtert sich in gleicher Richtung das Leistungsvermögen bei der Stahlzerspanung wegen des stark zunehmenden Adhäsionsverschleisses.

Mit zunehmendem Titangehalt verschlechtert sich der Abrasionswiderstand. TiC-Basishartmetalle befinden sich bereits bei der Verwendung der relativ weichen Aluminiumoxidschleifkörner in der Verschleißhochlage. Vor allem Mischcarbide werden durch Erosion aus dem Kornverbund gelöst. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen (Abb. 80) aus der Freiflächenverschleißzone zeigen, daß auch bei der Zerspanung mit hochtitancarbidhaltigen $(Ti,Mo)C_{1-x}$ -Hartmetallen Carbidkörner als ganzes aus dem Gefüge gelöst werden. Das schlechtere Zerspanverhalten des

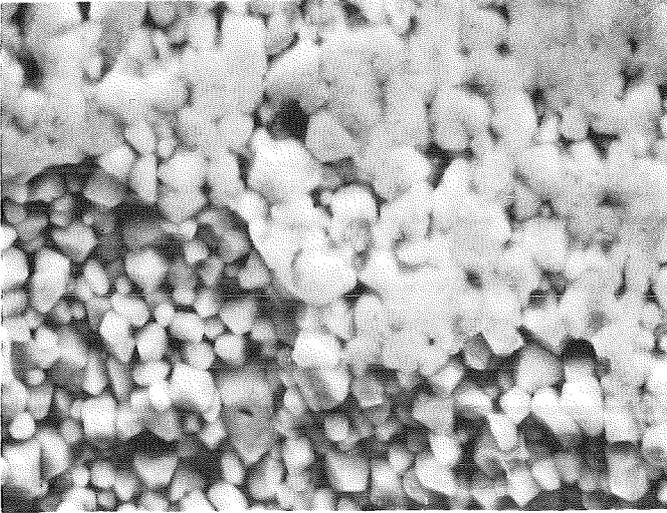


Abb. 80a:
 2T1M-Spanfläche
 2000x geätzt
 $v_c = 200 \text{ m/min}$
 $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

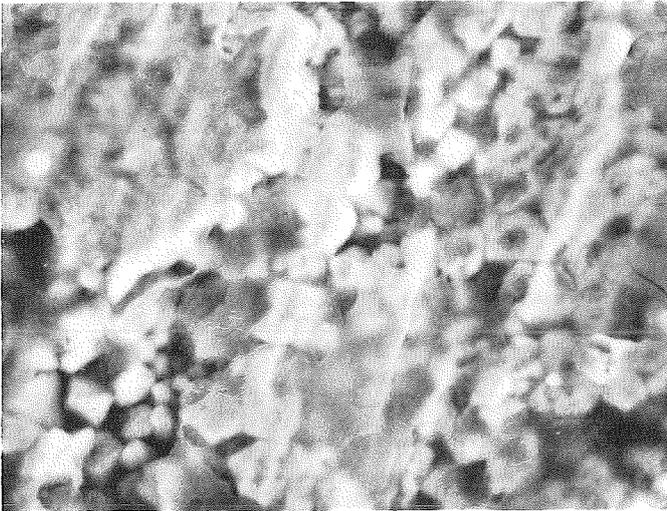


Abb. 80b:
 1T1M-Spanfläche
 2000 x, geätzt
 $v_c = 250 \text{ m/min}$
 $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

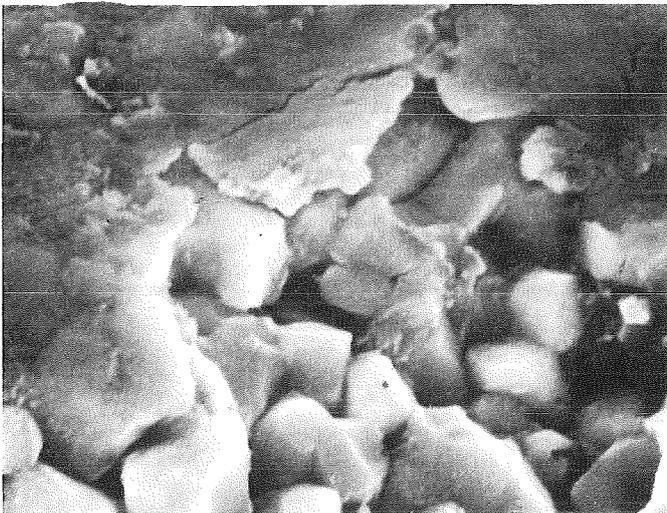


Abb. 80c:
 1T1M-Freifläche
 5000 x, geätzt
 $a_p \cdot f = 1,0 \cdot 0,2 \text{ mm}^2$

Werkstoffs 1T2M ist auf die mit dem Molybdängehalt zunehmende Adhäsionsneigung zurückzuführen.

Bei der Benutzung von SiC-Körnern im Schleifradtest unterliegen alle Hartmetalle einem erheblichen Furchungsverschleiß. Der Zusammenhang zwischen der Raumtemperaturverschleißfestigkeit und dem Freiflächenverschleißverhalten beim Drehen von 42CrMo4 ist sowohl bei der Verwendung von Al_2O_3 -, als auch SiC-Körnern als abrasivem Medium ähnlich. Die Ergebnisse deuten darauf hin, daß beim Abrasionsvorgang beim Drehen und im Modellverschleißprüfungssystem ein ähnlicher Abtragsmechanismus vorliegen könnte. Es ist aber auch evident, daß der Abrasionswiderstand nicht allein zur Erklärung des Verschleißverhaltens bei der Stahlzerspannung ausreicht. Zur Klärung der Zusammenhänge sind weitere Untersuchungen notwendig, die die Verschleißbedingungen am Schneidkeil hinsichtlich Druck, Temperatur und Art der abrasiven Körner realitätsnäher zu simulieren vermögen.

Auch bei einem Vergleich der Zerspanungsergebnisse auf der Basis des Widerstandes gegen Abrasion mit SiC-Körnern ergibt sich der bereits angedeutete Zusammenhang. Hochtitanhaltige Hartmetalle mit hoher Raumtemperaturverschleißfestigkeit zeigen auch beim Zerspanen entsprechende Ergebnisse.

Die Darstellungen zeigen die Bedeutung der Abrasionsverschleißfestigkeit von Werkstoffen auf. Bei Schneidstoffen ähnlicher chemischer Zusammensetzung, Gefügeparameter (Korngröße, Binderweglänge, Skelettbildungsgrad), bei denen ein Abtragsmechanismus vorliegt, scheint der Abrasionswiderstand bei Raumtemperatur auch ein Maß für die Verschleißfestigkeit beim Zerspanen unter den vorgenannten Bedingungen zu sein.

4.3.2.2. Grauguß

Bei der Graugußbearbeitung werden vorwiegend Wolframcarbidhartmetalle eingesetzt. Sie zeichnen sich durch eine hohe Härte und Biegebruchfestigkeit aus. Vor allem bei der Bearbeitung der harten Gießhaut werden hohe Anforderungen an die Warmdruckfestigkeit und Zähigkeit gestellt.

Die Warmhärte als ein Maß für die Warmverschleißfestigkeit spiegelt diesen Sachverhalt wieder. WC-Basishartmetalle mit feinem Korn zeigen die besten Ergebnisse. Die Warmhärte feinkörniger Hartmetalle fällt zwar in diesem Bereich der Warmhärtekurve rasch, sie sind jedoch härter als Legierungen mit grobem Korn.

Wie aus den Taylorkurven (Abb. 55) hervorgeht, ist das WC-12(Ti,Ta,Nb)C-7Co-Hartmetall den Fe,Co,Ni-gebundenen Hartmetallen an Leistungsvermögen überlegen. Mischcarbidzusätze verbessern die Gleiteigenschaften der Hartmetalle und tragen so zu einer Senkung der Zerspanntemperatur bei. Wegen der schlechteren Einbettung des Mischcarbids in den Kornverbund ist allerdings ein Ausbröckeln dieser Phase zu beobachten. Hartmetalle der Zerspannungsgruppe M sind deshalb WC-Basishartmetallen in der Regel unterlegen (vgl. Abb. 81).

Die Binderschichtdicken der (Ti,Mo)C-Hartmetalle sind recht breit und deshalb einem Abtrag leicht zugänglich. Man kann erwarten, daß sich ihr Leistungspotential durch eine Gefügeoptimierung erheblich verbessern läßt.

Die Bilder verschlissener Wendeschneidplatten (Abb. 56 und 58) zeigen Adhäsionsschichten, die aus hochverfestigtem Werkstückstoff bestehen. Die periodischen Trennvorgänge in diesen Zonen führen zu dynamischen Schnittkräften $\langle 91 \rangle$ und können eine Abtrennung von Schneidstoffteilchen bewirken. Man kann deshalb grundsätzlich eine Zunahme der Verschleißfestigkeit mit zunehmender Reißfähigkeit erwarten.

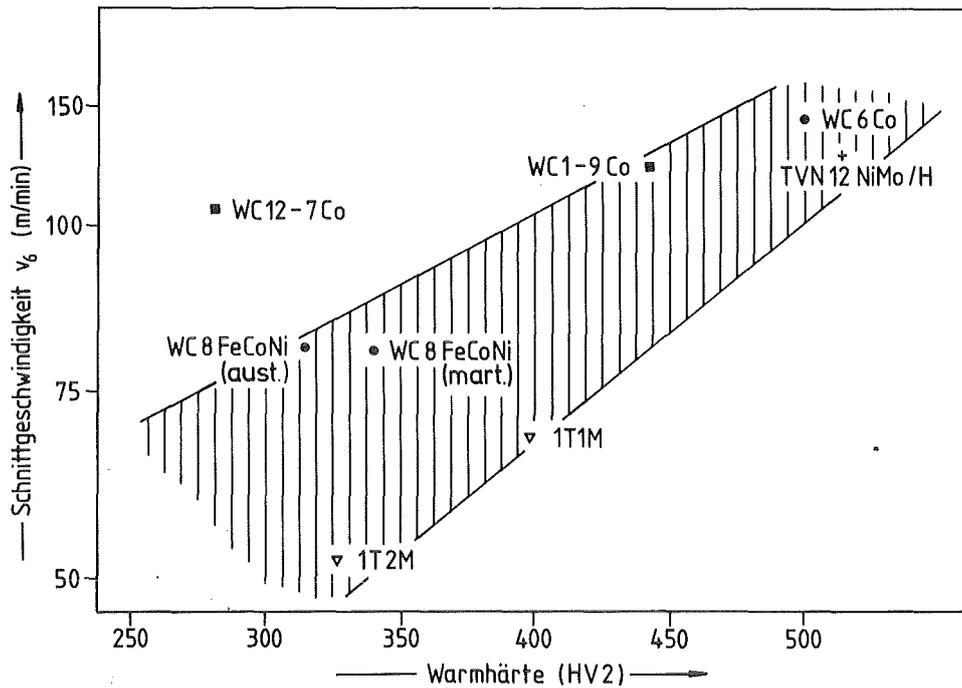


Abb. 81: Zusammenhang zwischen der Warmhärte ($T=900^{\circ}$) und der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen von GG30

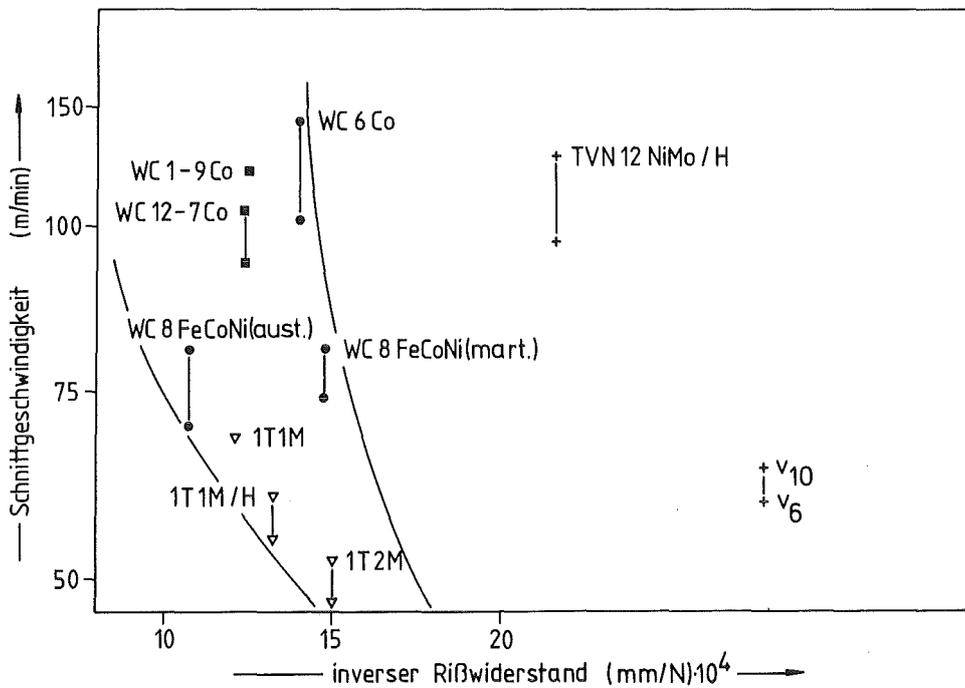


Abb. 82: Zusammenhang zwischen dem Rißausbreitungswiderstand und der Schnittgeschwindigkeit beim Drehen von GG 30

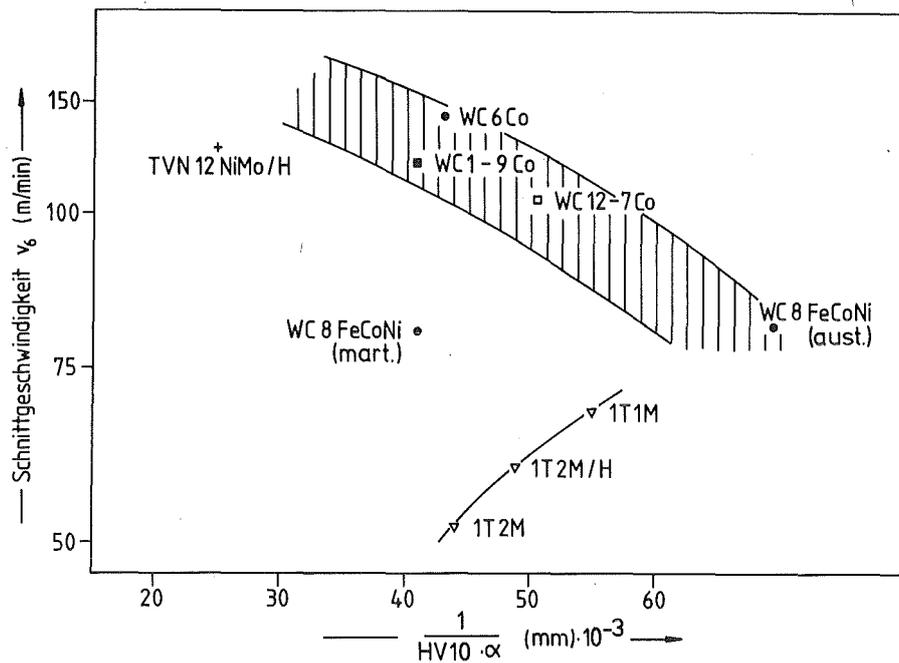


Abb. 83: Zusammenhang zwischen dem Verformungs- und dem Einsatzverhalten bei der Zerspaltung von GG 30

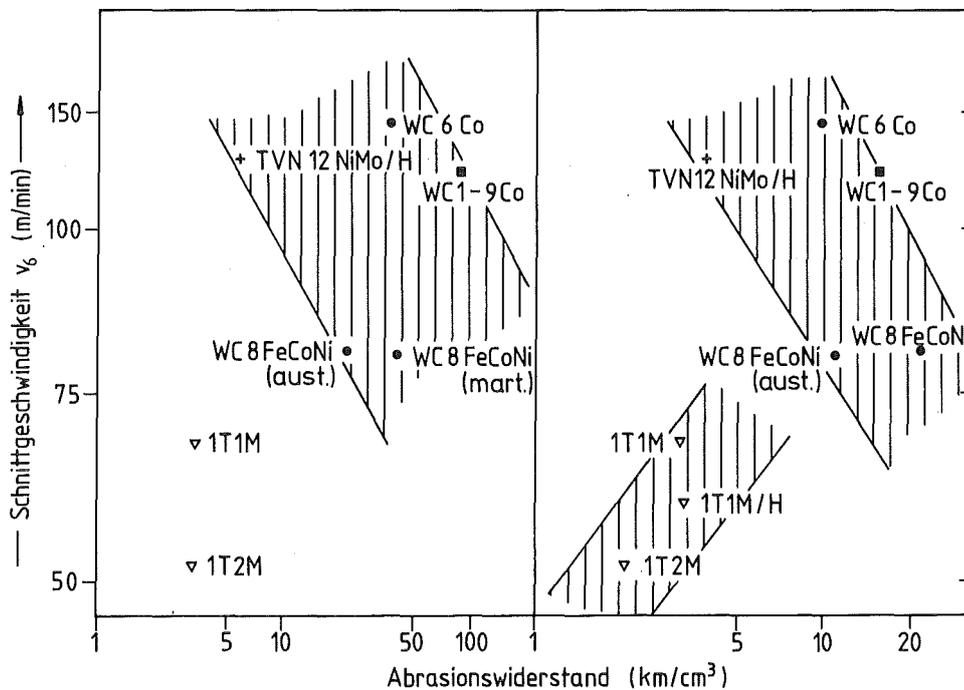


Abb. 84: Zusammenhang zwischen dem abrasiven Verschleißverhalten (Schleifmittel Al_2O_3 bzw. SiC 120) und dem Einsatzverhalten bei der Zerspaltung von 42CrMo4

Die Abb. 82, 83 zeigen diesen Zusammenhang auf. Wegen den Gefügeunterschieden zwischen den einzelnen Hartmetallen sind erhebliche Unterschiede im Leistungsverhalten festzustellen, selbst wenn die Rißzähigkeit der verglichenen Schneidstoffe ähnlich ist. Das Verschleißverhalten kann deshalb nicht nur mit dem Rißausbreitungswiderstand bei Raumtemperatur erklärt werden.

Die Ergebnisse zeigen, daß der Freiflächenverschleiß beim Zerspanen von GG 30 weder durch Rißausbreitungsmechanismen noch durch den Abrasionswiderstand gegenüber körnigen, mineralischen Stoffen vollständig erklärt werden kann. Für das Verständnis der Zusammenhänge zwischen den Materialkenngrößen und dem Verschleißverhalten sind weitere Versuche notwendig, die die Adhäsions- und Diffusionsvorgänge von Schneidstoffen, sowie ihre Hochtemperaturverschleißfestigkeit näher beleuchten.

4.3.2.3. Unterbrochene Schnitte

Die Beanspruchung der Schneidkante bei unterbrochenen Schnitten weicht grundsätzlich von der bei glatten Drehprozessen ab. Der kontinuierlichen mechanischen und thermischen Belastung sind vor allem plötzliche Spannungs- und Temperaturwechsel überlagert. Storf <106> berichtet von Aufheizraten bis zu einer Million Grad Celsius pro Sekunde. Die thermische und mechanische Wechselbeanspruchung führt neben den bereits bekannten Verschleißformen zu Quer- und Kammrißbildung.

Für die Kammrißbildung werden allein die Abkühlphasen als entscheidend angesehen <176, 268, 269>. Die Querrisse werden auf die Druck-/Schwellbelastung der Schneidkante zurückgeführt.

Wie die Untersuchungen von Müller <269> zeigen, ist die Länge der sich bildenden Kammrisse von der maximalen Temperaturdifferenz, der Rißzähigkeit der Hartmetalle und den Oberflächendefekten (Schleiftiefen) abhängig. Die Temperaturdifferenz wird von den thermischen Eigenschaften, die Rißzähigkeit durch die Gefügeparameter bestimmt.

Grobkörnige WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen neigen zu wenigen, aber langen Kammrissen <271>. Die Ergebnisse von Uehara <110> mit TiC-Ni,Mo und (Ti,Mo)(C,N)-Hartmetallen legen dar, daß die Rißausbreitung beim Fräsen und Drehen im unterbrochenen Schnitt bei der Bearbeitung von Grauguß entlang der Carbid-Bindergrrenzflächen erfolgt. Nur große Carbidekörner werden gespalten. Die Abb. 85, 86 weisen auf die Zusammenhänge bei den eigenen Zerspanversuchen hin.

Die eigenen Fräsversuche an 42CrMo4 mit WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co- und (Ti,Mo)C-Ni-Hartmetallen bestätigen diese Befunde. Abb. 63 zeigt, daß entlang des Kammrisses transkristalline Mikrorißbildung in unmittelbarer Nähe der Schneidkante vorliegt. Die Ausbrüche der großen Kornfragmente erklären den raschen Verschleiß dieser Hartmetallegerungen. (Ti,Mo)C-Hartmetalle zeigen beim Fräsen bei niedrigem Vorschub eine dem Hartmetall WC12-7Co vergleichbare Anzahl Kammrisse. Die Vorschubhöhung läßt die Anzahl der Risse in (Ti,Mo)C-Hartmetallen deutlich ansteigen. Nach Almond <150> ist die Wahrscheinlichkeit für das Vorhandensein von Fehlstellen in belasteten Werkstoffen von den Abmessungen des Prüfkörpers abhängig. Diese Vorstellung ist analog auch auf die Carbidekörner übertragbar und wird durch Beobachtungen der Rißausbreitung an Palmqvist-Rissen <187,272,273> unterstützt.

Wie aus der Abb. 88 hervorgeht, sind Schneidstoffe mit hohem Rißausbreitungswiderstand besser für Bearbeitungsoperationen mit Schnittkraftunterbrechungen geeignet als spröde. Zu ähnlichen Ergebnissen kommt auch Isibashi <275> (Abb. 87). Wegen der von Drehversuchen stark abweichenden Beanspruchungsbedingungen liefern die Rißzähigkeit und die Biegebruchfestigkeit nur grobe Anhaltspunkte für das Verschleißverhalten der Werkzeuge. Wie bereits von Müller <269> und Langhammer <91> angedeutet, müssen die Verschleißprozesse bei Dreh- und Fräsoperationen als dynamische Vorgänge aufgefaßt werden, bei denen die unterkritische Rißausbreitung bei zyklischer Belastung berücksichtigt werden müßte <60,276>.

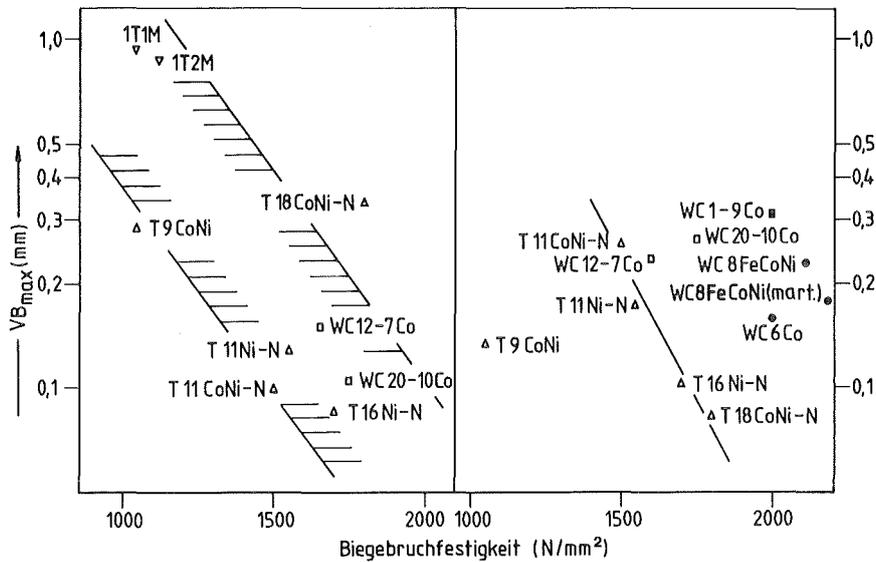


Abb. 85: Zusammenhang zwischen der Biegebruchfestigkeit und dem Verschleißverhalten beim Drehen im unterbrochenen Schnitt, Drehzeit 3 min

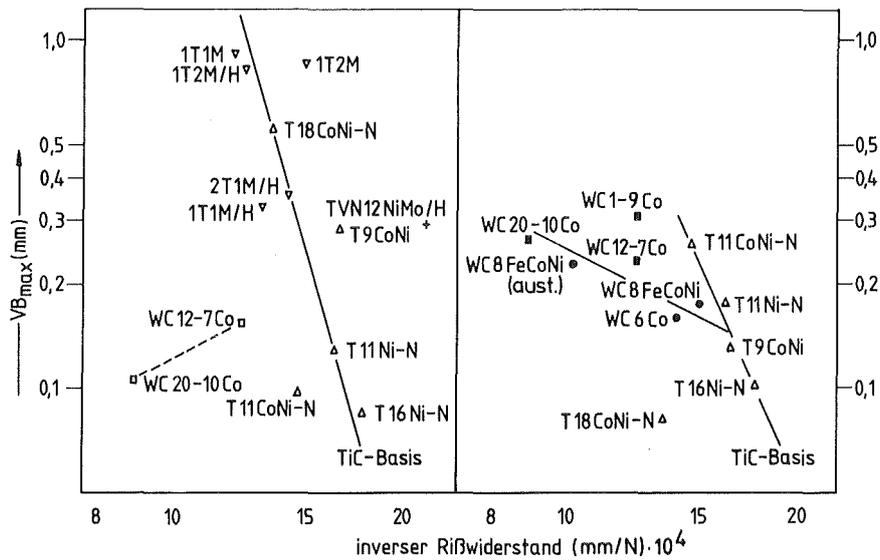


Abb. 86: Zusammenhang zwischen dem inversen Rißwiderstand und den Verschleißergebnissen beim Drehen im unterbrochenen Schnitt, Drehzeit 3 min

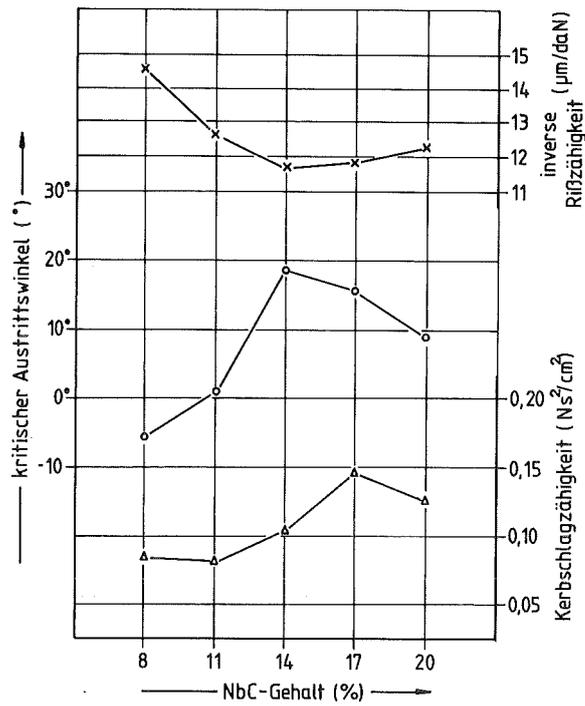


Abb. 87: Zusammenhang zwischen der Zusammensetzung, den Zähigkeitskenngrößen und dem Anwendungsverhalten beim Fräsen <275>

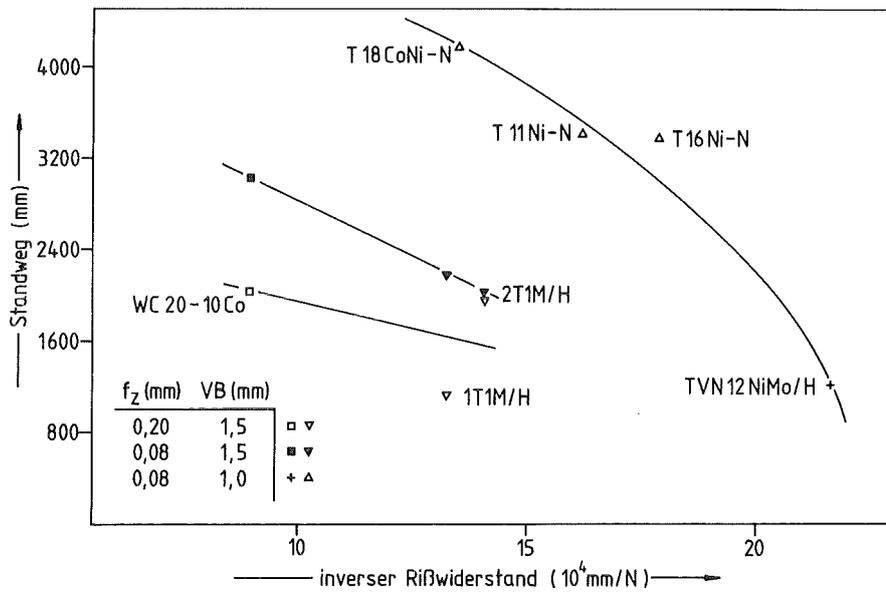


Abb. 88: Zusammenhang zwischen der Rißzähigkeit und dem Verschleißverhalten beim Fräsen von 42CrMo4

Zusammenfassung und Schlußfolgerungen

In der vorliegenden Arbeit wurden verschleißfeste Hartmetalle, bei denen die teuren Rohstoffe Wolframcarbid und Cobalt durch die billigeren Komponenten Titancarbid, Molybdän-carbid, Nickel und Eisenbasislegierungen ersetzt wurden, hinsichtlich der für das Verschleißverhalten relevanten Werkstoffkenngrößen charakterisiert. Die Werkstoffe wurden bezüglich ihres Verschleißverhaltens gegenüber abrasiver Beanspruchung und beim Zerspanen von Vergütungsstählen und Grauguß mit marktüblichen Schneidstoffen verglichen.

Die Ergebnisse können folgendermaßen zusammengefaßt werden:

- (1) Die Raumtemperaturfestigkeit (Härte, Biegebruchfestigkeit, Reißfähigkeit der WC-Fe,Co,Ni-Hartmetalle ist mit der von WC-Co-Legierungen vergleichbar. Die Festigkeit ist von der Phasenzusammensetzung der Bindephase abhängig. Die (Ti,Mo)C-Hartmetalle weisen eine den WC-(Ti,Ta,Nb)C-Co-Legierungen vergleichbare Härte auf. Die Festigkeit metallreicher Werkstoffe wird von der Matrix bestimmt. Martensit-aushärtende Legierungen weisen die höchste Festigkeit auf.
- (2) Der Warmhärteverlauf der untersuchten Legierungen ist mit den von WC-Co-Legierungen vergleichbar. Die Festigkeitsprinzipien von WC-Co-Legierungen sind deshalb auch auf diese Hartmetalle übertragbar.
- (3) Das Palmqvist-Verfahren ist geeignet, die Reißentstehung und -ausbreitung bei hartspröden Werkstoffen quantitativ zu beschreiben. Die entstehenden Reißflächen sind von der Zusammensetzung und dem Verformungsverhalten abhängig.
Titanbasishartmetalle bilden laterale Risse unterhalb des Vickerseindrucks aus. Die Reißmorphologie bei Hartmetallen und Schneidkeramik weicht voneinander ab. Die Umrechnung der Reißlängensumme in eine Kenngröße, die dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor entspricht, muß der Zusammensetzung und den Gefügeparametern Rechnung tragen.

Das Rißausbreitungsverhalten bei Vickerseindrücken und konventionellen Bruchversuchen ist vergleichbar.

- (4) Eine Martensitumwandlung im Binder erhöht den Abrasionswiderstand von Wolframbasishartmetallen. Dagegen weisen die (Ti,Mo)C- und die marktüblichen Titanbasishartmetalle wegen ihrer niedrigen Phasengrenzflächenfestigkeit nur geringe Verschleißwiderstände auf. Bei harten Schleifmitteln (SiC) sind die martensitaushärtenden metallreichen Werkstoffe selbst den hochverschleißfesten WC-Co-Legierungen ebenbürtig.
- (5) Die (Ti,Mo)C- und (Ti,V,Nb)C-Hartmetalle sind üblichen WC-Basishartmetallen bei der Zerspanung von Vergütungsstählen überlegen. Weitere Leistungssteigerungen sind durch eine Optimierung der Zusammensetzung und des Gefüges möglich.
- (6) Der Freiflächenverschleiß von Hartmetallen beim Drehen von Stählen ist mit den Schneidstoffkenngrößen Raum- und Warmhärte, Palmqvistrißlänge und dem Spannungsintensitätsfaktor korrelierbar. Für die Stahlzerspanung sind Werkstoffe mit hohem Skelettbildungsgrad vorteilhaft.
- (7) Bei der Zerspanung von Grauguß ist die Abrasion die wesentliche Verschleißursache. Schneidstoffe mit hoher Oberflächenzähigkeit zeigen deshalb das beste Einsatzverhalten. Bei Werkstoffen mit vergleichbarer Zähigkeit müssen auch die Zusammensetzung und das Gefüge berücksichtigt werden. Zwischen der Warmhärte und dem Leistungsvermögen besteht ein enger Zusammenhang.
- (8) Die Anwendungseigenschaften von Hartmetallen lassen sich durch verschleißfeste Oberflächenschichten erheblich verändern. Mehrlagenbeschichtungen und mit Titanoxycarbid beschichtete Hartmetalle eignen sich besonders für hohe Schnittgeschwindigkeiten. Die Verschleißfestigkeit ergibt sich aus den Eigenschaften der Hartstoffschicht (Dicke, Dichte, Beschichtungsreihenfolge u.a.) und des Substrats, sowie ihrer thermisch-mechanischen Wechselwirkung.

Die Ergebnisse zeigen, daß ein Zusammenhang zwischen bestimmten Materialkenngrößen und dem Anwendungsverhalten verschleißfester Werkstoffe besteht. Um jedoch eine genauere Voraussage der Leistungsfähigkeit zu ermöglichen, sind noch weitere Versuche notwendig, die die realen Beanspruchungsbedingungen der Werkstoffe besser berücksichtigen. Durch die Kenntnis der Zusammenhänge zwischen den Verschleißmechanismen und den Werkstoffkenngrößen besteht die Möglichkeit, Materialien gezielt auf einen Anwendungsfall hin zu entwickeln und einzusetzen.

L I T E R A T U R

- <1> Holleck, H.: Chemiker Zeitung 106 (1982), S. 213-223
- <2> Knotek, O.; E. Lugschneider; H. Eschnauer:
Hartlegierungen zum Verschleißschutz
Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1975
- <3> Humenik, M.; D. Moskowitz: US-Patent 822 048 (1961)
- <4> Brookes, C.A.; R.M. Hooper in: Towards improved performance of tool materials. Proc. Int. Conference Teddington 28./29.4.1981, S. 32-36
- <5> Hazra, J.: Manufacturing Engineering Jan. (1978)
S. 53-56
- <6> Kobayashi, M.; Y. Doi: Thin Solid Films 54 (1978)
S. 67-74
- <7> Kölbl, F.: Planseeber. Pulvermet. 19 (1971), S. 18-24
- <8> N.N. DIN 50320 Dez. 1979
- <9> Jost, P.: in: Principles of tribology. Hrsg. J. Halling, Macmillan Press, New York, 1975
- <10> BMFT: Trilogie Reibung-Verschleiß-Schmierung
Forschungsbericht T 76-38, Bonn (1976)
- <11> Metals Handbook, American Society for Metals, Ohio 1961
- <12> N.N. DIN 4383
- <13> Hodes, E.; G. Mann; E. Roemer: Lagerwerkstoffe in:
Ullmanns Encyklopädie für technische Chemie,
Verlag Chemie, Weinheim 1978, Bd. 16, S. 1-11
- <14> N.N. Ferro-Titantit Zerspan- und härtbare Legierungen
Thyssen Edelstahlwerke Druckschrift 1153/3
(1980)
- <15> Lancaster, J. K.: Tribology International 6 (1973)
S. 219-251
- <16> VDI, VDI-Richtlinien 2541, Berlin 1975
- <17> Gugl, E.: VDI-Berichte Nr. 194 (1973), S. 139-146
- <18> Houdremont, E.: Handbuch der Sonderstahlkunde, Bd. 2
Springer Verlag, Berlin 1956

- <19> Furillo, T.: Wear 60 (1980), S. 183-204
- <20> Cameron, C.B.; D.P. Ferris: Anti Corrosion 21
(1974), S. 5-8
- <21> Weigand, H.H.: Techn. Mitt. 70 (1977), S. 605-615
- <22> Kämmer, K.: Industrieanzeiger 99 (1977), S. 198-201
- <23> Ferstl, G.; F. Ruß; H. Schnidler: Berg- und Hütten-
männ. Monatshefte 121 (1976), S. 464-469
- <24> Briefs, H.: Schweizer Archiv 29 (1963), S. 413-427
- <25> Frehn, F.: Hartstoffe auf Stahlbasis in: VDI-Berichte
Nr.194, Düsseldorf (1973)
- <26> Grewe, H.; J. Kolaska: Metall 33 (1979), S. 23-27
- <27> Gane, N.: J. Austr. Inst. Met. 21 (1976), S. 24-31
- <28> Sabirov, S.; H.G. Lutze; K. Herfurth: Wiss. Z. Techn.
Hochschule Karl-Marx-Stadt 19 (1977)
S. 737-744
- <29> Roper, W.-L.; D.P. Hasselmann; G.E. Kane in:
Proc. 3th North American Metalworking
Res. Conf. Pittsburg, Pa 1975, S. 226-239
- <30> Dietrich, R.: Polykristalline Diamant- und CBN-Werk-
zeuge in: Sympos. Schneidwerkstoffe,
Bad Nauheim 25./26. November 1982, S. 84-106
- <31> Yazu, S.; Y.Kohno; T.Sato; A. Hara: Mod. Dev. Powd.
Met. 14 (1980), S. 363-371
- <32> N.N. Stahlschlüssel Verlag Stahlschlüssel 1978
- <33> Brookes, K.A.: Handbook of Hardmetals, London
Engineers Digest, 1979
- <34> Almond, E.A.: Towards improved tests based on fundamen-
tal properties in: Proc. Int. Conference,
Teddington 28./29. April 1981, S. 161-169
- <35> Haberling, E.; H. Weigand: Correlation between mechani-
cal properties, microstructure and perfor-
mance of high speed steels in: Proc. Int. Conf.
Teddington, 28./29. April 1981, S. 170-175
- <36> Kals, J.J.; P.C. Veenstra: Proposal for cooperative
research on testing and classification of
cemented carbide tool materials.
Report WT 0333 Eindhoven University Press

- <37> Fischmeister, H.F.: Toughness in high speed steels and hard materials, paper presentd at the Int. Conf. Rec. Dev. Speciality Steels and Hard Materials, 8.-12. November 1982, Pretoria
- <38> Ingelstrom, N.; H.Nordberg: Engn. Frac. Mech. 6 (1974) S. 597-607
- <39> Johnsson, H.R.: Met.Trans. 8A (1977), S. 891-896
- <40> Berry, G.; M.J. Kadhim Al Tornachi: Met. Technol. 4 (1977), S. 289-295
- <41> Lange, F.F.: J. Mat. Sci. 17 (1982), S. 247-254
- <42> Almond, E.A.: Powder Metallurgy 25 (1982), S. 146-152
- <43> Habig, K.H.: Verschleiß und Härte von Werkstoffen
Hanser Verlag, München 1980
- <44> Höglund, U.: Ann. CIRP 25 (1976) S. 99-103
- <45> Eyre, T.S.: Powder Metallurgy 24 (1981), S. 57-63
- <46> Blomberry, R.I.; C.M. Perrott; P.M. Robinson:
Materials Science and Engineering, 13
(1974), S. 93-100
- <47> Walter, P.; H. Feld: Planseeber. Pulvermet. 24 (1976) S.100-107
- <48> ZumGahr, K.H.: Z. Metallkunde 68 (1977), S. 783-792
- <49> Kosel, T.H.; N.F. Fiore: J. Metals for Energy Systems 3(1981), S. 7-27
- <50> ZumGahr, K.H.: Abrasiver Verschleiß metallischer Werkstoffe, VDI-Verlag, Düsseldorf 1981
- <51> Khurshov, M.M.: Proc. Conf. on Lubrication and Wear, London 1957, S. 655-659
- <52> Moore, M.A.; F.S. King: Wear 66 (1980), S. 123-140
- <53> Precht, W.; R.K. Visvanadham; J.D. Venables: Abrasion Resistance of Cermets contaning Co/Ni-Binders , paper presented at the Int. Conf. on the Science of Hard Materials Jackson Lodge 18.-23.8.1981
- <54> Khursov, M.M.: Wear 28 (1974), S. 69-88
- <55> Garrison, W.M.: Wear 82 (1982), S. 213-220

- <56> Uetz, H.; J. Föhl: Braunkohle 1 (1969), S. 10-18
- <57> Czicos, H.: Tribology. Elsevier 1978
- <58> Vijh, A.K.: Wear 35 (1975), S. 205-209
- <59> Hornbogen, E.: Wear 33 (1975), S. 251
- <60> Dawihl, W.; G. Altmeyer: Wear 32 (1975), S.291
- <61> Swain, M.V.: Wear 35 (1975), S. 185-189
- <62> Suh, N.P.: Wear 62 (1980), S. 1-20
- <63> Trent, E.M.: Metal Cutting, Butterworth London 1978
- <64> Gonseth, D.; E. Freudinger: Fertigung 2 (1972)
S. 109-112
- <65> Snell, P.O.: Planseeber. Pulvermet. 22 (1974), S. 91-106
- <66> Suzuki, H.; K. Hayashi; T. Yamamoto: Planseeber. Pulver-
met. 26 (1978), S. 42-50
- <67> Hagio, T.; T. Nishimura, et. al.: Nippon Tungsten
Review 4 (1971), S. 38-46
- <68> Suzuki, H.; H. Kubota: Planseeber. Pulvermet. 14
(1966), S. 96-109
- <69> Freytag, J.: Auswirkungen von Zusätzen auf die Binde-
phase einer WC-12Co-Hartlegierung.
Dissertation, Stuttgart 1977
- <70> Ueda, F.; H. Doi; Y. Fujiwara: Powder Met. Int. 9
(1977), S. 32-36
- <71> Tomov, A.: Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das
tribologische Verhalten von Werkstoffen
hoher Härte bei reiner Festkörperreibung.
Forschungsbericht 52, Bundesanstalt für Ma-
terialprüfung, Berlin 1978
- <72> Kragelski, I.W.: Reibung und Verschleiß
Hanser Verlag, München 1971
- <73> Hogmark, S.; O. Vingsbo: Wear 38 (1976), S. 341-359
- <74> Wright, P.K.; J.G. Horne; D. Tabor: Wear 54 (1979)
S. 371-385
- <75> Archard, J.F.: J. Appl. Physics 24 (1953), S. 981-988

- <76> Holm, R.: *Electrics Contacts Handbook*, Springer Verlag, Berlin 1958
- <77> Cook, N.H.; P.N. Nayak: *Journal Engineering for Industry* (1966), S. 93-100
- <78> McClintok; A.S. Argon: *Mechanical Behaviour of Materials* Addison-Wesley, Cambridge 1966
- <79> König, W.; W. Kreis: *Werkstoffkenngrößen und ihre Bedeutung für die Zerspanung. Zerspanen-Ber. Sympos. DGM, Bad Nauheim 1976*, S. 82-124
- <80> Mütze, H.: *Beitrag zur Zerspanbarkeit hochwarmfester Werkstoffe. Dissertation TH Aachen 1967*
- <81> Missikewitsch, A.; M. Neumann: *Neue Hütte* 19 (1974) S. 720-724
- <82> Tabor, A.G.: *Proceedings Royal Society, London* 292 A (1966), S. 441-459
- <83> Miyoshi, A.; A. Hara: *J. Jpn. Soc. Powd. Met.* 12 (1965), S. 78-84
- <84> Koschnick, G.: *Z. Wirt. Fert.* 71 (1976), S. 449-453
- <85> Reiter, N.: *Technika* 10 (1977), S. 725-729
- <86> Holleck, H.: *Die Bedeutung der Phasengleichgewichte bei der Entwicklung verschleißfester Werkstoffe KfK-Bericht 3374B (1983)*, S. 1-35
- <87> Narutaki, N.: *Ann. CIRP* 26 (1976), S. 93-98
- <88> Suh, N.P., B.J. Sanghvi: *J. Engn. Ind.* (1971), S. 445-460
- <89> Pfister, D.; R. Kieffer: *Planseeber. Pulvermet.* 22 (1974), S. 175-187
- <90> Dearnly, P.A.; E.M. Trent: *Met. Technol.* 9 (1982) S. 60-75
- <91> Langhammer, K.: *Die Zerspankraftkomponenten als Kenngrößen zur Verschleißbestimmung an Hartmetall-Drehwerkzeugen. Dissertation TH Aachen, 1972*
- <92> Johannesson, T.; B. Lehtinen: *Physica Status solidi* 16 (1978), S. 615-622

- <93> Rowcliff, J.D.: Intendation damage in tungsten carbide and (WTi)C-carbide. Paper presented at the Int. Conf. on the Science of Hard Materials, Jackson Lodge, 23.-28.8.1981
- <94> Arndt, R.: Z. Metallkunde 63 (1972), S. 274-280
- <95> Sarin, V.K.; T. Johannesson: J. Mat. Sci. 9 (1973), S. 472
- <96> Dawihl, W.; F. Frisch: Kobalt 22 (1964), S. 16-23
- <97> Lindau, L.: Scandinavian J. Met. 6 (1977), S. 90-91
- <98> Lee, H.C.; J. Gurland: J. Mat. Sci. Engn. 33 (1978), S. 125-132
- <99> Doi, H.; N. Nishigaki: Mod. Dev. Powd. Met. 10 (1976), S. 525-542
- <100> Moskowitz, D.; H. Humenik: Mod. Dev. Powd. Met. 14 (1980), S. 307-320
- <101> Teledyne Industries, Inc.: Offenlegungsschrift 24 29 075, Dt. Patentamt 1976
- <102> Hayashi, K.; H. Suzuki: J. Jpn. Soc. Powd. Met. 28 (1981), S. 26-28
- <103> Tracey, V.A.; B.A. Mynard: Mod. Dev. Powd. Met. 14 (1980), S. 281-292
- <104> Dworak, U.; U. Krohn: Neuere Schneidwerkstoffe in: Sympos. Schneidwerkstoffe, Bad Nauheim 25./26. November 1982, S. 72-82
- <105> Degner, W.; H. Lutze; E. Smejkal: Spanende Formung, VEB Verlag Technik, Berlin 1973
- <106> Nishimura, T.; K. Murayma; K. Kuroki; S. Sata: Nippon Tungsten Review 12 (1979), S. 44-47
- <107> Storf, R.: Einsatz beschichteter Hartmetalle beim Fräsen. Vortrag Universität Karlsruhe 1982
- <108> Jonsson, H.: TZ prakt. Metallbearbeitung 68 (1974), S. 139-142
- <109> Negishi; T. Sata: Ann. CIRP 30 (1981), S. 43-46
- <110> Uehara, K.; Y. Kanda: Ann. CIRP 30 (1981), S. 47-51

- <111> Kreimer, G.S.: Strength of Hard Alloys,
Consultants Bureau, New York (1968)
- <112> Tlusty, J.; Z. Masood: J. Eng. Ind. 100 (1978),
S. 403-412
- <113> Palmqvist, S.: Arch. Eisenhüttenwes. 33 (1962)
S. 629-634
- <114> Mason, A.; P.Kenny: Metallurgy (1970), S. 205-212
- <115> Kinna, W.; O. Rüdiger: Arch. Eisenhüttenwes. 24
(1953), S. 535-542
- <116> Hinüber, J.; O. Rüdiger: Arch. Eisenhüttenwes. 24
(1953), S. 267-274
- <117> Hauffe, K.: Werkstoffe und Korrosion 2 (1951)
S. 131-139, 221-231, 243-249
- <118> Kieffer, R.; P. Ettmayer; M. Freudhofmeier: Metall-
wissenschaft und Technik 25
(1971), S. 1135-1342
- <119> Nishigaki; H. Doi; T. Shingyoji; Y. Oosawa:
J. Jap. Soc. Powd. Met. 27
(1980), S. 14-19
- <120> Loladze, T.N.: J. Inst. Engineers 3 (1962), S.108-142
- <121> Usui; T. Shirakshi, T. Kitagawa: ASME Paper
WA-Prod. 11 (1978)
- <122> Suzuki, H.; T.Yamamoto: Trans. Inst. Met. 10 (1969)
S.351-359
- <123> Naerheim, Y.; E.M. Trent: Met. Technol. 4 (1977)
S. 548-556
- <124> Schaller, E.: Industrieanzeiger 87 (1965), S. 137
- <125> Fukatsu T.; K Yuhara: J. Jpn. Inst. Met. 29 (1965)
S. 582
- <126> Akasawa, T.; H.Hashiguti: Wear 65 (1980), S.141-150
- <127> Johnsson, H.: Planseeber. Pulvermet. 20 (1972), S. 29
- <128> Kramer, B.M.; Ph.D. Thesis: MIT Cambridge, Ma 1976
- <129> Shan, H.S.: Wear 32 (1975), S. 167-179

- <130> Glaeser, W.A.; K.C. Ludema; S.K.Rhee ed.:
Wear of Materials 1977, The American Society
of Mechanical Engineers, New York 1978
- <131> Ludema, K.C.; W.A. Glaser, S.K. Rhe ed: Wear of Materials
1979, The American Society of Mechanical
Engineers, New York 1980
- <132> Rhee, S.K.; A.W. Ruff; K.C. Ludema:
Wear of Materials 1981, The American Society
of Mechanical Engineers, New York 1982
- <133> Lardner E. in: Towards improved performance of cutting
tools. Proc. Int. Conf. Teddington
28./29. April 1981, S. 99-103
- <134> Statistisches Bundesamt Wiesbaden Hrsg.
Statistisches Jahrbuch für die Bundesre-
publik Deutschland 1982
Verlag Kohlhammer, Stuttgart 1982
- <135> Czichos, H.: Wear 77 (1982), Seite 1-11
- <136> Sessions, T.M.B. in: Towards improved performance of
cutting tools. Proc. Int. Conf. Teddington,
28./29. April 1981, S. 9-11
- <137> Klicpera, U.: VDI-Zeitschrift 120 (1978), S. 831-836
- <138> Schaumann, R. in: Zerspanen Berichte zum Symposium.
DGM Bad Nauheim 1973, S. 201-208
- <139> Augustesen, N.C. in: Trenn-Kompendium Bd. 1, Bergisch
Gladbach (1978), S. 167-178
- <140> Reiter, R.: VDI-Zeitschrift 122 (1980), S. 155-159
- <141> Aronson, B.: Einige Frage über unbeschichtete Hart-
metalle in: Sympos. Schneidwerkstoffe,
Bad Nauheim, 25./26. November 1982, S. 36-38
- <142> Wentdorf, R.H.: R.C. DeVries; F.P. Bundy:
Science 208 (1980), S. 873-880
- <143> Chryssolouris, G.: Einsatz hochharter polykristalliner
Schneidstoffe zum Drehen und Fräsen.
Dissertation RTH Aachen 1979
- <144> N.N. Kyon 2000 Verkaufsschrift d. Fa. Kennametal
- <145> Dzicyk, B.: TZ für prakt. Metalbearb. 68 (1974)
S. 199-202

- <146> Bondar, V.T.: Die Erhöhung der Standzeit von Schneidwerkzeugen durch eine chemisch-thermische Behandlung, Zascitnye pokrytija na metallach 11 (1977), S. 57-62
- <147> Fabian, L.; R.Möller; G. Krödel; K. Voigt; H.Westphal: Die Technik 33 (1978), S. 382-386
- <148> Ekemar, S.: Techn. Mitt. 70 (1977), S. 621-626
- <149> Braiden, P.M.: Techn. Paper SME-MR (1973), S. 73-917
- <150> Almond, E.A.: Metal Science, Dez. 1978, S. 587-592
- <151> N.N. Metall 32 (1978), S. 338
- <152> Ettmeyer, P.: Verfügbarkeit der Rohstoffe für Schneidstoffe in: Symp. Schneidwerkstoffe Bad Nauheim, 25./26. November 1982, S. 66-68
- <153> Prakash, L.: Weiterentwicklung von Wolframcarbid Hartmetallen unter Verwendung von Eisen-Basis-Bindelegierungen Dissertation Universität Karlsruhe 1980
- <154> Suzuki, H.; T. Yamamoto; I. Kawakatsu: J. Jpn. Soc. Powd. Met. 14 (1967), S. 86-91
- <155> Mahaffy, J.E.; W.O. Woods: General Thomas Rodmann Lab. Watertown Arsenal Report Nr. 43/1 (1959)
- <156> Friedman, I.L.: Powd. Met. 25 (1982), S. 153-156
- <157> Holleck, H.; L. Prakash; F.Thümmeler, paper presented at: Recent Advances in Hardmetal Production Loughborough 17.-19. September 1979
- <158> Holleck, H.: Metall 33(1979), S.1064-1068
- <159> Ishibashi, O.; T. Kitada; T. Nishimura: Nippon Tungsten Review 9 (1976), S.30-40
- <160> Offenlegungsschrift 2546 623 Deutsches Patentamt 1976
- <161> US-Patent 4 019 874 (1977)
- <162> Rudy, E.: J. Less Common Metals 33 (1973), Seite 43
- <163> N.N.: Delphic forecast on tool materials by powder metalurgy and sintered structural components Powder Metalurgy 25 (1982), S. 249
- <164> Hara, A. et. al. Refractory and Hard metals, März (1982), S. 32-36

- <165> Gomol, V.: VDI-Zeitschrift 123 (1981) S 181-210
- <166> Dworak, U.; V.Gomol: Z. f. Werkstofftechnik 71 (1976)
S. 421-425
- <167> Akadem. Verein Hütte e.V. Hrsg. Stoffhütte
4. Auflage, Berlin 1967
- <168> Roebuck, B.; E.A. Almond: J. Mat. Sci. Letters 1
(1982), S. 519-521
- <169> Hübner, H.; U.Engel: Z. Werkstofftechnik 9 (1978)
S. 120-132
- <170> Brown, W.F.; J.E. Scarwley: ASTM-STP 410 (1967)
- <171> Snell, P.O.; E. Pärnama: Planseeber. Pulvermet. 21
(1973), S. 271
- <172> Exner, H.E.: Trans. AIME 245 (1969), S. 677
- <173> Böhlke, W.; K. Voigt: Neue Hütte 18 (1973), S. 41
- <174> Ramalingam, S.; J.D. Watson: J. Engn. Ind. 99
(1977), S. 519-531
- <175> N.N. Informationszentrum für Schnittwerte (INFOS)
Anleitung zu Verschleiß-Schnittzeit-Unter-
suchungen beim Drehen, Laboratorium für
Werkzeugmaschinen und Betriebslehre,
RTHW-Aachen o.J.
- <176> Vieregge, G.: Zerspanung der Eisenwerkstoffe,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1970
- <177> Exner, H.E.: Int. Met. Rev. 24 (1979), S. 149-173
- <178> Rudy, E.; Worcester; W. Elkington: High Temp High
Press. 6 (1974), S. 447-454
- <179> Dawihl, W.; G. Altmeyer: Z. Metallkunde 55 (1964)
S 231-237
- <180> Öhmann, S.; E. Pärnama; S. Palmqvist: Jernkont. Ann. 151
(1967), S. 126-159
- <181> Ogilvy, I.M.; G.M. Perrott; J.W. Suiter: Wear 53
(1977), S. 239-252
- <182> ZumGahr, K.H.: Z. Metallk. 69 (1978), S. 534-539
- <183> Visvanadham, R.W.; J.D. Venables: Met. Trans. 8A
(1977), S. 187

- <184> Luycks, S.B.: The Palmqvist-test and its applications in WC-Co alloys. Paper presented at the: Int. Conf. Rec. Dev. Speciality Steels and Hard Materials, 8.-12. November 1982, Pretoria
- <185> Lawn, B.R.; R. Wilshaw: J. Mat. Sci. 10 (1975), S. 1049-1079
- <186> Prakash, L.; A. Marshall: KfK-Berichte 2993B (1980) S. 63-84
- <187> Mason, A.; P.Kenny: Metallurgia (1970), S. 205-212
- <188> Tillwich, I.; Joffe: Scripta Met. 5 (1973), S. 479-484
- <189> Samsoniv, G.V.; et. al.: Soviet Powd.Met. Met. Ceram. 15 (1976), S. 927-931
- <190> Karpanev, P.: Ann. CIRP 29 (1980), S. 89-96
- <191> Kohlstedt, D.L.: J. Mat. Sci. 8 (1973), S. 777-786
- <192> Rowcliffe, J.D.; G.E. Hollox: J. Mat. Sci. 6 (1971), S. 1270-1276
- <193> Holleck, H.; F. Thümler: KfK-Ext. 6 (1978), S. 1-13
- <194> Rüdiger, O.: Techn. Mitt. 70 (1977), S.599-604
- <195> Bock, H. : Untersuchungen zum Verformungs- und Bruchverhalten von Wolfram-Cobalt-Legierungen
Diss. Th. Magdeburg (1973)
- <196> Vöhringer, O.; E. Macherauch: HTM 32 (1977), S.153-202
- <197> Tabor, D.: Review of Physics in Technology 1 (1970) S. 145-179
- <198> Perrott, C.M.: Wear 45 (1977), S. 293-309
- <199> Kawagoe, H.; K. Ide; T. Kishi in: VDI-Berichte Nr. 308 (1978), S. 111-115
- <200> Aschan, I.J.; I. Johansson; L.E. Gustafsson: Proc. Fourth Nordic High Temp. Sympos. Nortemps 75-1 (1975), S. 227-245
- <201> Wright, P.K.: J. Appl. Metallworking 1 (1981), S. 15-23
- <202> Prakash, L.; J. Janzer: Warmhärte von WC-Hartmetallen mit Fe-Co-Ni-Bindelegierungen KfK 2826B (1979), S. 1-22
- <203> Kumashiro; et. al.: J. Mat. Sci. 12 (1977), S. 595-601

- <204> Brookes, C.A.; J. O'Neill; B. Redferin: Proc. Royal Soc. London 322A (1971), S. 76
- <205> Horvath, E.; K.E. Klemme: Werkstoff und Betrieb 113 (1980), S. 169-172
- <206> Fletcher, S.G.; C.R. Wendell: Met. Engn. Quart. Feb. (1966), S. 1-9
- <207> Hornbogen, E.: Werkstoffe, Springer Verlag Berlin 1979
- <208> Atkins, A.G.; A. Siverio; D. Fabor: J. Inst. Met. 94 (1966), S. 369
- <209> Dawihl, W.; U. Dworak: Arch. Eisenhüttenwesen 47 (1976), S. 757-762
- <210> ISO 3327-1975 Bestimmung der Biegebruchfestigkeit
- <211> Doi, Y.; Y. Sugimoto; T. Uchida: Summitomo Electric Rev. 103 (1971), S. 63-69
- <212> Chermant, J.L.; A. Deschanvres; F. Osterstock: Powd. Met. 20 (1977), S. 63-69
- <213> Sadahiro, T.: J. Jpn. Inst. Met. 45 (1981), S. 291:295
- <214> Schwalbe, K.H.: Bruchmechanik, Hanser Verl. München 1980
- <215> Barker, L.M.: Engn. Frac. Mech. 9 (1977), S. 361-369
- <216> Yen, S.: Fracture Toughness of Cemented Carbides M.S. Thesis Lehigh Univ. 1971
- <217> Chermant, J.L.; A. Deschanvres; A. Iost in: R.C. Bradt et. al. Fracture Mechanics of Ceramics Vol. 1, Plenum Press, New York 1974, S. 347-366
- <218> Kleinlein, F.W. et. al.: Z. Werkstofftechnik 12 (1981), S. 167-174
- <219> Pickens, J.R.: Ph.D. Thesis, Brown University 1977
- <220> Kenny, P.: Powd. Met. 14 (1971), S. 22-38
- <221> Sadahiro, T.; T. Takatsu: Mod. Dev. Powd. Met. 14 (1980), S. 561-572
- <222> Hübner, H.; U. Engel: Z. Werkstofftechnik 9 (1978) S. 128-132
- <223> Chermant, J.L.; F. Osterstock: J. Mat. Sci. 11 (1976) S. 1939-1951

- <224> Suzuki, H.; H. Hayashi; O. Terada: J. Jpn. Powd. Met. 22 (1975), S. 167-172
- <225> Palmqvist, S.: Jernkont. Ann. 141 (1957), S. 107-110
- <226> Larsson-Basse, T.; C.M. Perrott; P.M. Robinson: Mat. Sci. Engr. 13 (1974), S. 83-91
- <227> Almond, E.A.; B. Roebuck: Some observations on indentation tests for hardmetals, paper presented at the Recent Advances in Hardmetal Production 17.-19. September Loughborough
- <228> Hoffmann, H.; W. Böhlke; G. Hansen: Wiss. Z. Techn. Hochsch. Otto v. Guericke, Magdeburg 15 (1971), S. 491-496
- <229> Komac, M.; D. Lange: KfK 3374B (1983), S. 86-103
- <230> Gurland, J.; N.M. Parikh: Fracture 7 (1972), S. 841-877
- <231> Ohtsuki, E.; Y. Masuda: J. Jpn. Soc. Powd. Met. 28 (1981), S. 55-60
- <232> Johnsson, H.; B. Aronsson: J. Inst. Met. 97 (1969), S.281-288
- <233> Grewe, G.; J. Kolaska: Ausscheidungshärtungen in der Bindephase technischer Hartmetalle, in: Sympos. Schneidwerkstoffe Bad Nauheim 25.-26.11.1982 S. 56-58
- <234> Hara, A.; M. Megata; S. Yazu: Powd. Met. Int. 2 (1970) S 43-48
- <235> Warren, R.; H.J. Matzke: Indentation Testing of a broad range of cemented carbides. Paper presented at the Int. Conf. on the Science of Hard Materials, 23.-28. Aug., Jackson Lodge 1981
- <236> Marion, R.H. in: Fracture Mechanica applied to brittle materials ASTM-STP 678, S. 103-111
- <237> Evans, A.G. ebda S. 112-135
- <238> Lankford, J.; D.L. Davidson: J. Mat. Sci. 14 (1979) S. 1662
- <239> Niihara, K.; R. Morena; D.P.H. Hasselman: J. Mat.Sci. Letters 1 (1982), S. 13-16
- <240> Petrovic, J.J.; M.G. Mendiratta in: Fracture Mechanics

applied to brittle ceramics
ASTM-STP 678, S. 83-102

- <241> Shoemaker, A.K.; S.T. Rolfe: Engn. Frac. Mech. 2
(1971), S. 319
- <242> Ziegler, G.; M. Majdic; D.Munz: Ermittlung der Reiß-
zähigkeit an keramischen Werkstoffen mit
Hilfe von Härteeindrücken, Votr. 11.
Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge
9.-11. Oktober 1979, MPA Stuttgart
- <243> Ziegler, G.; M.Majdic: Quantitative Auswertung der
Reißgeometrie in keramischen Werkstoffen
Beitr. elektronenmikroskop. Direktabb.
Oberfl. 11 (1978), S. 137-144
- <244> Ito, H.; M.Tanaka, K.Taguchi: Nippon Tungsten Review
6 (1973), S. 29-39
- <245> Avery, H.S. in: Wear of materials 1981, Int. Conf. of
Wear of materials, San Francisco, Cal.
30.3.-1.4.1981, S. 367-389
- <246> Swanson, P.A.; R.W.Klamm in: Wear of materials 1981,
Int. Conf. of Wear of materials, San
Francisco, Cal. 30.3.-1.4.1981
S. 379-389
- <247> Larssen-Basse, D.; P.A. Tanoye in R Komaderi Hrsg.:
Advances in Hard Material Tool
technology, Carnegie Press (1976),
S. 188-199
- <248> Moskowitz, D.; H.K. Plummer: Binder-Carbide phase inter-
actions in Titanium Carbide base alloys
Paper presented at the: Int. Conf. on the
Science of Hard Materials,
23.-28.8. Jackson Lodge 1981
- <249> ZumGahr, K.H.: Z. Metallkunde 68 (1977), S. 381-389
- <250> Miyoshi, K.; D.A. Buckley: Wear 82 (1982), S. 197-211
- <251> Westbrook, J.H.; H. Conrad: The Science of Hardness
Testing and its Research applications
ASM New York 1973
- <252> Kingery, W.D.; H.D. Brown; D.R. Uhlman: Introduction
to Ceramics, Wiley New York 1976
- <253> Meyer, H.R.: Oberfläche (1971), S. 50-58

- <254> Hirao, M.; T. Sata: J. Jpn. Soc. Prec. Engn. 40
(1974), S.156-161
- <255> Lowack, H.: Temperaturen an Hartmetall-drehwerkzeugen
bei der Stahlzerspannung Dissertation RTHW
Aachen 1967
- <256> Trigger, K.I.; B.T. Chao; H.L. Lee: Transactions ASME
(1961), S. 496
- <257> Lenz, E.; Z.Katz: A. Ber. Trans. ASME Feb. (1976)
S. 246-250
- <258> Bowden, K.P.; D. Tabor: The Friction and Lubrication
of Solids, Clarendon Press, Oxford 1954
- <259> Beger, et. al.: Die Besonderheiten des Verschleißver-
haltens beschichteter Hartmetalle, paper pre-
sented at the: Konferencj metalurgü prozkov
5. Poznan, Okt. 1979
- <260> Takashi, T. et. al.. J. Electrochem. Soc. 117 (1970)
S.541
- <261> Lee, M.; M.H. Richmann: Met. Techn. 1 (1974), S. 538-536
- <262> Stjernberg, K.: Met. Techn. 1 (1974), S. 538-546
- <263> Ehmer, H.J.: Ein Beitrag zur Ermittlung der Gesetzmäs-
sigkeiten und Ursachen des Freiflächenver-
schleißes an Hartmetall-Werkzeugen
Diss. RTHW Aachen 1970
- <264> Kalish, H.S.: in R Komanduri ed.: Advances in Hard Ma-
terial Tool Technology, Carnegic Press
(1976), S. 28-53
- <265> Dawihl, W.; G. Altmeyer: Ber. dt. Keram. Ges. 54 (1977)
S 410-312
- <266> König, W.; U. Schemmel: Untersuchung moderner Schneid-
werkstoffe: Ber. d. Landes NRW Nr. 2472
(1975)
- <267> Ramalingam, S.; D. Watson: J. Engn. Ind. 100 (1973)
S 201-209
- <268> Opitz, H.; W. Lehwald: Untersuchungen über den Einsatz
von Hartmetallen beim Fräsen. Forschungsbericht
des Landes NRW Nr. 1146 (1963)

- <269> Müller, M.: Zerspankraft, Werkzeugbeanspruchung und Verschleiß beim Fräsen mit Hartmetall
Dissertation Universität Karlsruhe 1981
- <270> Opitz, H.; W. Lehmann; W.D. Neumann: Untersuchungen über den Einsatz von Hartmetallen beim Schrupp- und Schlichtfräsen von Stahl mit Messerköpfen. Forschungsbericht d. Landes NRW Nr. 1676 (1966)
- <271> Haase, K.; E. Schmidt; H.J. Teuchert: Fertigungstechnik und Betrieb 27 (1977), S. 478
- <272> Hayashi, K.; H. Suzuki; I. Kawakatsu: J. Jpn. Inst. Met. (1968), S.997-1003
- <273> Visvanadham, R.H.; W. Precht: Met. Trans. 11A (1980) S. 1475-1485
- <274> Lenz, E.; Y. Friedman: Werkstattstechnik 62 (1972) S 594-598
- <275> Ishibashi, O.; K. Misumi; H. Miyashita: Nippon Tungsten Review 6 (1973), S. 74-78
- <276> Hills, D.A.; D.W. Ashelby: Wear 54 (1979), S. 321-330
- <277> Nakamura, M.; J. Gurland: Met. Trans. 11A (1980) S. 141-146
- <278> Takatsu, E.; E. Ishimatsu: Refractory and Hard Metals June (1982), S. 75-80
- <279> Visvanadham, R.H.; P.G. Lindqvist; J.A. Peck: Preparation and properties of WC-(Ni,Al)Cemented carbides. Paper presented at the: Int. Conf. on the Science of Hard Materials , 23.-28. August 1981, Jackson Lodge