

12 **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

21 Anmeldenummer: 84109267.9

51 Int. Cl.<sup>4</sup>: **B 23 B 27/14**  
**//C23C16/30**

22 Anmeldetag: 04.08.84

30 Priorität: 07.09.83 DE 3332260

43 Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
12.06.85 Patentblatt 85/24

64 Benannte Vertragsstaaten:  
FR GB SE

71 Anmelder: **Fried. Krupp Gesellschaft mit beschränkter Haftung**  
**Altendorfer Strasse 103**  
**D-4300 Essen 1(DE)**

72 Erfinder: **König, Udo, Dr.**  
**Helgolandring 31**  
**D-4300 Essen 1(DE)**

72 Erfinder: **van den Berg, Hendrikus, Dr.**  
**Elbestrasse 45**  
**D-4300 Essen 1(DE)**

72 Erfinder: **Reiter, Norbert, Dr.**  
**Hunsrückstrasse 29**  
**D-4020 Mettmann(DE)**

54 **Beschichteter Hartmetallkörper.**

57 Es wird ein beschichteter Hartmetallkörper aus einem cobalt- sowie wolframcarbidgehaltigen Hartmetallgrundkörper und einer bindemetallfreien, sauerstoffhaltigen Hartstoffschicht beschrieben, dessen Hartmetallgrundkörper an seiner Oberfläche eine 0,2 bis 20 µm dicke Zone aufweist, welche neben den Hartmetallbestandteilen die Phase CoWB enthält. Es ist besonders vorteilhaft, wenn die bindemetallfreie, sauerstoffhaltige Hartstoffschicht aus Aluminiumoxid, Zirkonoxid oder Aluminiumoxinitrid besteht. Es ist ferner vorgesehen, daß auf die bindemetallfreie Hartstoffschicht mindestens eine weitere bindemetallfreie Hartstoffschicht aus Carbiden, Nitriden, Boriden und/oder Oxiden aufgebracht ist. Der beschichtete Hartmetallkörper kann vorteilhaft als Schneideinsatz zur spanenden Bearbeitung metallischer Werkstoffe verwendet werden. Der beschichtete Hartmetallkörper wird durch eine Gasphasen-Borierung und eine nachfolgende Hartstoffbeschichtung nach dem CVD-Verfahren hergestellt.

FRIED. KRUPP GESELLSCHAFT MIT BESCHRÄNKTER HAFTUNG

in Essen

Beschichteter Hartmetallkörper

Die Erfindung bezieht sich auf einen beschichteten Hartmetallkörper aus einem cobalt- sowie wolframcarbidhaltigen Hartmetallgrundkörper und einer bindemetallfreien Hartstoffschicht, wobei die Hartstoffschicht aus harten Oxiden oder aus einem Gemisch von harten Oxiden und harten Nitriden oder aus einem Mischkristall von harten Oxiden und harten Nitriden zusammengesetzt ist. Die Erfindung bezieht sich ferner auf ein Verfahren zur Herstellung des beschichteten Hartmetallkörpers.

Aus der DE-OS 2 233 699 sind Hartmetallteile bekannt, die mit einem bis zu 50  $\mu$ m dicken Überzug aus wenigstens einer harten hitzebeständigen Verbindung versehen sind. Als hitzebeständige Verbindungen können harte Oxide, insbesondere Magnesiumoxid, Hafniumoxid, Chrom(III)oxid und/oder Aluminiumoxid, harte Nitride, insbesondere Siliciumnitrid, Vanadinnitrid, Niobnitrid, Aluminiumnitrid, Bornitrid, Titannitrid, Zirkonnitrid, Tantalnitrid und/oder Hafniumnitrid sowie harte Boride, insbesondere Titandiborid, Tantal-diborid oder Hafniumdiborid, verwendet werden. Nach der DE-OS 2 233 699 kann der Überzug des Hartmetallteils auch aus Mischungen oder Mischkristallen der vorgenannten Hartstoffe bestehen. Der Hartmetallgrundkörper des in der DE-OS 2 233 699 vorgeschlagenen beschichteten Hartmetallteils besteht aus Hartmetall, das aus einem Bindemetall sowie aus Wolframcarbid, Titan-

carbid, Tantalcarbid und/oder Niobcarbid zusammengesetzt ist.

Es hat sich gezeigt, daß die sauerstoffhaltigen Hartstoffschichten, insbesondere die aus Oxiden  
5 bestehenden Hartstoffschichten, auf dem Hartmetall nur eine ungenügende Haftfestigkeit haben und schon bei vergleichsweise geringer Beanspruchung abplatzen. Daher hat es nicht an Versuchen gefehlt, die Haftfestigkeit der sauerstoffhaltigen Hartstoffschichten  
10 zu verbessern.

So wird in der DE-PS 2 253 745 ein Schneideinsatz aus einem Hartmetallgrundkörper, einer Zwischenschicht und einer bindemetallfreien Oberflächenschicht aus einer oder mehreren extrem verschleißfesten Ablagerungen aus Aluminiumoxid und/oder  
15 Zirkonoxid vorgeschlagen, bei dem die Zwischenschicht aus einem oder mehreren Carbiden und/oder Nitriden der Elemente Titan, Zirkon, Hafnium, Vanadium, Niob, Tantal, Chrom, Molybdän, Wolfram, Silicium und/  
20 oder Bor besteht und bindemetallfrei ist. Mit der bindemetallfreien, aus Carbiden und/oder Nitriden bestehenden Hartstoff-Zwischenschicht soll eine gute Bindung der oxidischen Oberflächenschicht an den Hartmetallgrundkörper erreicht werden. In der  
25 DE-OS 2 525 185 wird ein verschleißfestes Formteil vorgeschlagen, das aus einem Hartmetallgrundkörper, einer Zwischenschicht aus einem oder mehreren Boriden und einer äußeren Schicht aus Aluminiumoxid und/oder Zirkonoxid besteht. Die Borid-Zwischenschicht,  
30 die insbesondere aus den Diboriden der Elemente Titan, Zirkon, Hafnium, Vanadium, Niob, Tantal, Chrom, Molybdän und Wolfram zusammengesetzt ist, soll ebenfalls die Haftfestigkeit der extrem verschleißfesten äußeren oxidischen Hartstoffschicht verbessern. Schließlich  
35 ist es aus der US-PS 3 261 673 bekannt, auf einem Wolframcarbid-Hartmetallkörper zunächst eine Nickelschicht

aufzubringen und darüber eine Aluminiumoxidschicht aufzusprühen, wobei durch die Nickel-Zwischenschicht eine bessere Haftung der Aluminiumoxidschicht sowie eine Verbesserung der Hitze- und Korrosionsbeständigkeit des Verbundkörpers erreicht werden soll.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, die Haftfestigkeit von bindemetallfreien, sauerstoffhaltigen Hartstoffschichten auf Hartmetallkörpern zu verbessern, wobei das Aufbringen einer separaten und einige  $\mu$ m dicken Zwischenschicht vermieden werden soll, da die Erzeugung der Zwischenschicht die Herstellung der beschichteten Hartmetallkörper kompliziert und verteuert.

Die der Erfindung zugrundeliegende Aufgabe wird dadurch gelöst, daß der Hartmetallgrundkörper an seiner Oberfläche eine 0,2 bis 20  $\mu$ m dicke Zone aufweist, welche neben den Hartmetallbestandteilen die Phase CoWB enthält. Es ist überraschend, daß eine außerordentlich gute Haftfestigkeit der sauerstoffhaltigen Hartstoffschichten durch die Einlagerung der Phase CoWB in die Oberfläche des Hartmetallgrundkörpers erreicht wird, denn diese Phase verschlechtert nach Ansicht der Fachwelt die Eigenschaften der hartstoffbeschichteten Hartmetallkörper. So ist in der Veröffentlichung von Zeman, Mayerhofer und Kulmburg, Vorträge des Plansee-Seminars 1981, Seiten 443 bis 457 gesagt, daß durch die Diffusion von Bor ins Substratmaterial spröde Phasen gebildet werden, da das Bor bevorzugt mit der Cobalt-Bindephase des Hartmetalls unter Bildung der CoWB-Phase reagiert. Zur Vermeidung der CoWB-Bildung wird deshalb von den Autoren vorgeschlagen, vor der Abscheidung einer Titandiborid-Hartstoffschicht auf einem Hartmetallkörper zunächst eine Titancarbid-Zwischen-

schicht abzuscheiden. Demgegenüber wurde bei der Schaffung des erfindungsgemäßen beschichteten Hartmetallkörpers erkannt, daß die CoWB-Phase die Haftfestigkeit von Hartstoffschichten, die aus harten Oxiden oder aus einem Gemisch von harten Oxiden und harten Nitriden oder aus einem Mischkristall von harten Oxiden und harten Nitriden zusammengesetzt sind, außerordentlich verbessert, so daß auf das Aufbringen von die Haftfestigkeit fördernden separaten Zwischenschichten verzichtet werden kann. Der erfindungsgemäß beschichtete Hartmetallkörper hat sehr gute Verschleißigenschaften.

Nach der Erfindung ist ferner vorgesehen, daß die Hartstoffschicht eine Dicke von 0,2 bis 20  $\mu\text{m}$  hat und aus Aluminiumoxid, Zirkonoxid oder Aluminiumoxinitrid besteht, wobei der Stickstoffgehalt des Aluminiumoxinitrids 0,1 bis 10 Atom.-% beträgt. In überraschender Weise hat sich gezeigt, daß von den oxidhaltigen Hartstoffschichten insbesondere die aus Aluminiumoxid, Zirkonoxid oder Aluminiumoxinitrid bestehenden Hartstoffschichten eine außerordentlich gute Haftfestigkeit auf dem Hartmetallgrundkörper haben, der die CoWB-haltige Zone besitzt.

Nach der Erfindung ist auch vorgesehen, daß auf die bindemetallfreie Hartstoffschicht mindestens eine weitere bindemetallfreie Hartstoffschicht aus harten Carbiden, Nitriden, Boriden und/oder Oxiden der Elemente Aluminium, Silicium, Titan, Zirkon, Hafnium, Vanadium, Niob, Tantal, Chrom, Molybdän, Wolfram und/oder Yttrium aufgebracht ist, wobei die Dicke aller Hartstoffschichten 0,5 bis 30  $\mu\text{m}$  beträgt. Es hat sich gezeigt, daß die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Hartmetallkörpers noch verbessert werden können, wenn auf die bindemetallfreie Hartstoffschicht

mindestens eine weitere bindemetallfreie Hartstoffschicht aufgebracht wird. Dabei haben sich insbesondere Sandwich-Beschichtungen bewährt, die aus mehreren unterschiedlich zusammengesetzten Hartstoffschichten aufgebaut sind.

Die der Erfindung zugrundeliegende Aufgabe wird ferner durch ein Verfahren zur Herstellung des beschichteten Hartmetallkörpers gelöst, bei dem der Hartmetallgrundkörper zur Bildung der CoWB-haltigen Zone während 3 bis 60 Minuten bei einer Temperatur von 800 bis 1200 °C, vorzugsweise 950 bis 1050 °C, und einem Druck von 5000 bis 100000 Pascal mit einem Gasgemisch aus Bortrichlorid und Wasserstoff behandelt wird, wobei der Partialdruck des Bortrichlorids 1 bis 10% des Drucks beträgt, daß anschließend die bindemetallfreie Hartstoffschicht und danach ggf. die weiteren bindemetallfreien Hartstoffschichten in bekannter Weise aus der Gasphase nach dem CVD-Verfahren abgeschieden werden. Durch die Borierung der Oberfläche des Hartmetallgrundkörpers vor der eigentlichen Hartstoffbeschichtung wird in vorteilhafter Weise erreicht, daß sich in einer Zone durch Reaktion des Bors mit dem im Hartmetall enthaltenen Cobalt und Wolframcarbid CoWB-Phase bildet, die neben den anderen Bestandteilen des Hartmetalls in der Oberflächenzone vorliegt. In der CoWB-haltigen Zone konnte noch ein Restgehalt an Bindemetall nachgewiesen werden, während dort kein Borcarbid identifiziert wurde. In der CoWB-haltigen Zone sind bis zu 66% des Cobaltgehalts des Hartmetallgrundkörpers durch die Reaktion mit Bor in die CoWB-Phase übergegangen, wobei natürlich innerhalb der Zone von außen nach innen ein Abfall der Konzentration der CoWB-Phase eintritt. Die CoWB-haltige Zone hat

einen Borgehalt von 0,3 bis 3 Gew.-%, vorzugsweise 0,5 bis 2 Gew.-%. Da die Borierung des Hartmetallgrundkörpers nur wenige Minuten beansprucht, während das Aufbringen einer mehrere  $\mu$ m dicken Hartstoff-  
5 Zwischenschicht einige Stunden erfordert, ergeben sich durch das erfindungsgemäße Verfahren beachtliche Vorteile durch Einsparung von Energie und Ofenraum.

Der Hartmetallgrundkörper, der mit einer CoWB-haltigen Zone versehen wird, besteht aus einer Bindemetall-  
10 phase und einer Hartstoffphase. Die Bindemetallphase muß Cobalt und die Hartstoffphase muß Wolframcarbid enthalten. Die Bindemetallphase kann neben Cobalt noch die Bindemetalle Eisen und/oder Nickel und die Hartstoffphase kann neben dem Wolframcarbid  
15 noch die Hartstoffe Titancarbid, Tantalcarbid und/oder Niobcarbid aufweisen. Durch die Oberflächenborierung des Hartmetallgrundkörpers werden seine Abmessungen nicht verändert; bei der Borierung wächst also keine boridhaltige Zwischenschicht auf. Wegen  
20 der guten Verschleißigenschaften des beschichteten Hartmetallkörpers soll er nach der Erfindung als Schneideinsatz zur spanenden Bearbeitung metallischer Werkstoffe, insbesondere von Gußstahl, verwendet werden, da er für diesen Zweck besonders geeignet ist, was  
25 durch entsprechende Untersuchungen nachgewiesen wurde.

Der Gegenstand der Erfindung wird nachfolgend anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

#### Beispiel 1

In einen CVD-Reaktor wurden Wendeschneidplatten  
30 aus einem Hartmetall der ISO-Zerspanungsanwendungsgruppe K10 eingebracht, die aus 5,5 Gew.-% Cobalt und 94,5 Gew.-% Wolframcarbid bestanden. Nach dem Aufheizen der Wendeschneidplatten auf eine Tempera-

tur von 1010 °C wurde während 10 Minuten ein aus  
1,3% Bortrichlorid und 98,7% Wasserstoff bestehen-  
des Gasgemisch bei einem Druck von 40000 Pascal  
durch den Reaktor geleitet. Anschließend erfolgte  
5 bei gleicher Temperatur die Abscheidung einer 2  
bis 3  $\mu$ m dicken Schicht aus Aluminiumoxid durch  
Überleiten eines Gasgemisches aus 2,7% Aluminium-  
trichlorid, 4,3% Kohlendioxid, 2,6% Chlorwasser-  
stoff und 90,4% Wasserstoff, wobei der Gesamt-  
10 druck 6000 Pascal betrug. Die Prozentanteile der  
einzelnen Stoffe in den beiden Gasmischungen be-  
ziehen sich auf Vol.-% und geben gleichzeitig  
den Anteil des Partialdrucks des einzelnen Stoffes  
am Gesamtdruck an.

15 Nach dem Abkühlen in strömendem Wasserstoff wurden  
die Wendeschneidplatten entnommen und verschiedenen  
Untersuchungen zugeführt. Nach der Präparation  
eines metallographischen Schrägschliffs wurden die  
borierte Zone und die aufgebrachte Aluminiumoxid-  
20 schicht mikroskopisch untersucht. Es zeigten sich  
keinerlei Absplitterungen der Hartstoffschicht. Das  
aus Wolframcarbidkörnern und dem Bindemetall Cobalt  
bestehende Hartmetall zeigte bis zur angrenzenden  
Aluminiumoxidschicht keine Veränderungen im Gefüge-  
25 bild. Zum gleichen Resultat führte die Beobachtung  
des Gefüges mit Hilfe eines Rasterelektronenmikros-  
kops. Durch eine Feinbereichsanalyse mit Hilfe  
einer Elektronenstrahlmikrosonde wurde festgestellt,  
daß die Oberflächenzone des Hartmetalls neben den  
30 Elementen Cobalt, Wolfram und Kohlenstoff noch ca.  
0,8 Gew.-% Bor enthielt, wobei die Konzentration  
des Bors von außen nach innen abnahm. Die CoWB-  
haltige Zone hatte eine Dicke von ca. 3 bis 5  $\mu$ m.  
Einige der beschichteten Platten wurden mit Hilfe  
35 der Röntgenbeugungsmethode untersucht. Dabei wurden

neben den Beugungslinien der im Substrat und in der Hartstoffschicht enthaltenen Stoffe Cobalt, Wolframcarbid und Aluminiumoxid zahlreiche weitere Beugungslinien beobachtet, die alle der bekannten Phase CoWB zugeordnet werden konnten (siehe Acta Crystallographica, Band B 24, 1968, Seiten 930 bis 934). Schließlich zeigte eine Untersuchung mit einem Durchstrahlungsmikroskop bei 50000-facher Vergrößerung, daß sich die nahe der Oberfläche liegenden Wolframcarbidgekörner teilweise in die Phase CoWB umgewandelt hatten. Zusammenfassend kann als Ergebnis dieser Untersuchungen gesagt werden, daß durch das erfindungsgemäße Verfahren ein Verbundkörper erhalten wurde, der aus einem Hartmetallgrundkörper aus Wolframcarbid und Cobalt mit an seiner Oberfläche eingelagerten Teilchen der Phase CoWB und einer darauf fest haftenden Aluminiumoxidschicht bestand.

Die erfindungsgemäß beschichteten Wendeschneidplatten der Form SNUN 120408 (nach ISO-Norm) wurden einem Schneidhaltigkeitstest unterworfen, wobei auf einer Drehbank die besonders abrasiv wirkenden Gußstähle GGG 260 HB und Hartguß GH 500 bearbeitet wurden. Zum Vergleich wurden auch handelsübliche Wendeschneidplatten gleicher Geometrie geprüft, die in bekannter Weise mit einer Doppelschicht aus Titancarbid und Aluminiumoxid beschichtet waren. Die Versuchsbedingungen und Ergebnisse zeigt die nachfolgende Tabelle:

30	Bearbeiteter Werkstoff:	Grauguß GGG 260 HB
	Schnittgeschwindigkeit:	90 m/min.
	Schnitttiefe :	1,5 mm
	Vorschub :	0,2 mm/Umdrehung
	Schnittzeit :	8 min.

Schneidkörper	Kolktiefe /um	Verschleißmarken- breite mm
5 Vergleichskörper mit TiC/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Be- schichtung, Gesamtdicke 7 /um TiC = 5 /um; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> = 2 /um	67	0,52
10 erfindungsgemäßer Körper mit Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - Beschichtung, Gesamtdicke 2 /um	35	0,43

Bearbeiteter Werkstoff: Hartguß GH 500  
 Schnittgeschwindigkeit: 30 m/min.  
 Schnitttiefe : 1,5 mm  
 Vorschub : 0,2 mm/Umdrehung  
 5 Schnittzeit : 8 min.

	Schneidkörper	Kolktiefe / $\mu\text{m}$	Verschleißmarkenbreite mm
10	mit TiC/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - Beschichtung, Vergleichskörper Gesamtdicke 7 $\mu\text{m}$ TiC = 5 $\mu\text{m}$ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> = 2 $\mu\text{m}$		(Bruch nach 7,5 min. Versuchsdauer)
15	erfindungsgemäßer Körper mit Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - Beschichtung, Ge- samtdicke 2 $\mu\text{m}$	21	0,20

Die Größe des Verschleisses wurde in bekannter Weise durch Messung der Kolktiefe und der Verschleißmarkenbreite bestimmt. Es zeigte sich, daß die erfindungsgemäßen Verbundkörper trotz  
5 geringerer Gesamtdicke der Hartstoffbeschichtung nur einen sehr kleinen Verschleiß aufwiesen.

### Beispiel 2

Es wurden Wendeschneidplatten der ISO-Zerspanungsanwendungsgruppe M15 zur Beschichtung eingesetzt,  
10 die außer dem Bindemetall Cobalt und dem Hartstoff Wolframcarbid noch ein kubisches Mischcarbid der Zusammensetzung (W, Ti, Ta, Nb)C mit der Gitterkonstanten  $a = 0,436$  nm enthielten. Im Anschluß an die wie im ersten Beispiel durchgeführte  
15 Behandlung in einem Bortrichlorid-Wasserstoff-Gasgemisch wurde in bekannter Weise eine etwa  $1 \mu\text{m}$  dicke Hartstoffschicht abgeschieden, die neben den Hauptbestandteilen Aluminium und Sauerstoff auch noch ca. 1 Gew.-% Stickstoff enthielt. Auf  
20 die Aluminiumoxinitridschicht wurde danach in bekannter Weise eine ca.  $0,25 \mu\text{m}$  dicke Titanitridschicht abgeschieden. Unmittelbar darauf folgend wurden im Wechsel noch je drei weitere  
ca.  $1 \mu\text{m}$  dicke Aluminiumoxinitridschichten und  
25 ca.  $0,25 \mu\text{m}$  dicke Titanitridschichten abgeschieden, so daß ein Verbundkörper mit folgendem Schichtaufbau resultierte:

Hartmetall mit boriertes Zone -Aluminiumoxinitrid-Titanitrid-Aluminiumoxinitrid-Titanitrid-Aluminiumoxinitrid-Titanitrid-Aluminiumoxinitrid-Titanitrid-Aluminiumoxinitrid-Titanitrid. Die Gesamtdicke der Hartstoffbeschichtung betrug ca. 4 bis  
30  $5 \mu\text{m}$ , und die  $\text{CoWB}$ -haltige Zone war 3 bis  $5 \mu\text{m}$  tief.

Die Wendeschneidplatten wurden nach den gleichen Methoden, wie im ersten Beispiel beschrieben, untersucht. In der Randzone des Hartmetalls wurde wieder die Phase CoWB gefunden. Das Röntgenbeugungsdiagramm zeigte Beugungslinien der Phasen Cobalt, Wolframcarbid, Mischcarbid, CoWB, Aluminiumoxinitrid und Titannitrid. Durch Elektronenbeugung wurden außerdem noch sehr geringe Anteile der Phase  $W_2Co_{21}B_6$  festgestellt, die vermutlich als Zwischenstufe bei der Bildung der Phase CoWB entsteht. Weitere Phasen, wie z. B. Borcarbid, Titandiborid und Titancarbid, konnten nicht gefunden werden. Die Analysen ergaben somit, daß der Verbundkörper aus einem mischcarbidhaltigen Hartmetall mit nahe der Oberfläche eingelagerten CoWB-Anteilen und aus vier aufeinanderfolgende, durch je eine dünne Titanitridschicht getrennte bzw. nach außen abgeschlossene Aluminiumoxinitridschichten bestand. Die an das borierte Hartmetall grenzende Schicht war eine Aluminiumoxinitridschicht.

Mit den Wendeschneidplatten der Form SNUN 120408 wurden anschließend Drehversuche durchgeführt, die folgende Ergebnisse erbrachten:

25	Bearbeiteter Werkstoff:	Vergütungsstahl C60N
	Schnittgeschwindigkeit:	240 m/min.
	Schnitttiefe	: 1,5 mm
	Vorschub	: 0,28 mm/Umdrehung
	Schnittzeit	: 10 min.

Schneidkörper	Kolktiefe /um	Verschleißmarken- breite mm
5 Vergleichskörper beschichtet mit 5 /um TiC + 3 /um Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 0,5 /um TiN	102	0,22
10 erfindungsgemäßer Körper gemäß Beispiel 2 mit 4 AlON-u. 4 TiN- Schichten  Probe 1, Gesamtschichtd. 5 /um  15 Probe 2, Gesamtschichtd. 4 /um	29  40	0,23  0,22

Obwohl die dem Stand der Technik entsprechende handelsübliche Wendeschneidplatte eine wesentlich größere Gesamtschichtdicke als die erfindungsgemäße  
 20 Schneidplatte aufwies, zeigte letztere einen erheblich geringeren Kolkverschleiß.

Patentansprüche

1. Beschichteter Hartmetallkörper aus einem cobalt-  
sowie wolframcarbidhaltigen Hartmetallgrund-  
körper und einer bindemetallfreien Hartstoff-  
schicht, wobei die Hartstoffschicht aus harten  
5 Oxiden oder aus einem Gemisch von harten Oxiden  
und harten Nitriden oder aus einem Mischkristall  
von harten Oxiden und harten Nitriden zusammen-  
gesetzt ist, d a d u r c h g e k e n n -  
z e i c h n e t , daß der Hartmetallgrundkörper  
10 an seiner Oberfläche eine 0,2 bis 20  $\mu$ m dicke  
Zone aufweist, welche neben den Hartmetallbe-  
standteilen die Phase CoWB enthält.
  
2. Beschichteter Hartmetallkörper nach Anspruch 1,  
dadurch gekennzeichnet, daß die Hartstoffschicht  
15 eine Dicke von 0,2 bis 20  $\mu$ m hat und aus Alu-  
miniumoxid, Zirkonoxid oder Aluminiumoxinitrid  
besteht, wobei der Stickstoffgehalt des Alu-  
miniumoxinitrids 0,1 bis 10 Atom.-% beträgt.
  
3. Beschichteter Hartmetallkörper nach den Ansprüchen  
20 1 und 2, dadurch gekennzeichnet, daß auf die  
bindemetallfreie Hartstoffschicht mindestens  
eine weitere bindemetallfreie Hartstoffschicht  
aus harten Carbiden, Nitriden, Boriden und/oder  
Oxiden der Elemente Aluminium, Silicium, Titan,  
25 Zirkon, Hafnium, Vanadium, Niob, Tantal, Chrom,  
Molybdän, Wolfram und/oder Yttrium aufgebracht  
ist, wobei die Dicke aller Hartstoffschichten  
0,5 bis 30  $\mu$ m beträgt.

4. Verfahren zur Herstellung des beschichteten Hartmetallkörpers nach den Ansprüchen 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Hartmetallgrundkörper zur Bildung der CoWB-haltigen Zone während  
5 3 bis 60 Minuten bei einer Temperatur von 800 bis 1200 °C, vorzugsweise 950 bis 1050 °C, und einem Druck von 5000 bis 100000 Pascal mit einem Gasgemisch aus Bortrichlorid und Wasserstoff behandelt wird, wobei der Partialdruck des Bortrichlorids  
10 1 bis 10% des Drucks beträgt, daß anschließend die bindemetallfreie Hartstoffschicht und danach ggf. die weiteren bindemetallfreien Hartstoffschichten in bekannter Weise aus der Gasphase nach dem CVD-Verfahren abgeschieden  
15 werden.
5. Verwendung des beschichteten Hartmetallkörpers nach den Ansprüchen 1 bis 3 als Schneideinsatz zur spanenden Bearbeitung metallischer Werkstoffe.