

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES  
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges  
Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales  
Veröffentlichungsdatum  
28. Juli 2016 (28.07.2016)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer  
**WO 2016/115581 A1**

(51) Internationale Patentklassifikation:

C22C 1/05 (2006.01) C22C 29/08 (2006.01)  
C22C 29/02 (2006.01) E21B 17/042 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/AT2016/000001

(22) Internationales Anmeldedatum:  
8. Januar 2016 (08.01.2016)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:  
GM 16/2015 23. Januar 2015 (23.01.2015) AT

(71) Anmelder: CERATIZIT AUSTRIA GESELLSCHAFT  
M.B.H. [AT/AT]; 6600 Reutte (AT).

(72) Erfinder: ZHANG, Jiulai; Dr. Ing. Paul Schwarzkopf Str.  
42, 6600 Reutte (AT). BARBIST, Roland; Kirchmairstr.  
3, 6610 Wängle (AT).

(81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für  
jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL,  
AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW,  
BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK,  
DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM,

GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP,  
KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME,  
MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ,  
OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA,  
SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM,  
TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM,  
ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für  
jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW,  
GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST,  
SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG,  
KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH,  
CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE,  
IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO,  
RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM,  
GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz  
3)

— vor Ablauf der für Änderungen der Ansprüche geltenden  
Frist; Veröffentlichung wird wiederholt, falls Änderungen  
eingehen (Regel 48 Absatz 2 Buchstabe h)

(54) Title: HARD METAL-CERMET COMPOSITE MATERIAL AND METHOD FOR THE PRODUCTION THEREOF

(54) Bezeichnung : HARTMETALL-CERMET-VERBUNDWERKSTOFF UND VERFAHREN ZU DESSEN HERSTELLUNG

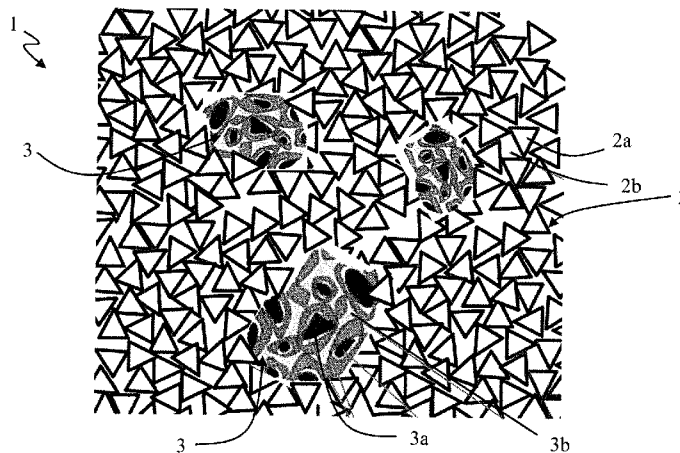


Fig. 1

(57) Abstract: The invention relates to a hard metal-cermet composite material (1) which comprises: a continuous phase (2) of a tungsten carbide-based hard metal having a metallic binder (2b) of Co, Ni, Fe or an alloy thereof and tungsten carbide particles (2a) embedded in the metallic binder (2b); embedded in the continuous phase (2), distributed regions (3) of a titanium carbide-, titanium nitride-, titanium carbonitride-, niobium carbide-, niobium carbonitride- or niobium nitride-based cermet, having a second metallic binder (3b) of Co, Ni, Fe or an alloy thereof, and hard material particles (3a) embedded in the second metallic binder (3b), at least 97% by volume of the embedded regions (3) of the cermet having a longest diameter of <35 µm and at least 20% by volume of the embedded regions (3) of the cermet having a shortest diameter of at least three times the average diameter of the tungsten carbide particles (2a) in the continuous phase (2).

(57) Zusammenfassung:

[Fortsetzung auf der nächsten Seite]



WO 2016/115581 A1



---

Es wird ein Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) bereitgestellt, mit: einer zusammenhängenden Phase (2) aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall, die einen metallischen Binder (2b) aus Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen und in dem metallischen Binder (2b) eingebettete Wolframkarbid-Teilchen (2a) aufweist; in der zusammenhängenden Phase (2) eingebetteten verteilten Bereichen (3) eines Titankarbid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets, die einen zweiten metallischen Binder (3b) aus Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen und in dem zweiten metallischen Binder (3b) eingebettete Hartstoffteilchen (3a) aufweist, wobei zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten Bereiche (3) des Cermets einen längsten Durchmesser  $< 35 \mu\text{m}$  haben und zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten Bereiche (3) des Cermets einen kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid- Teilchen (2a) in der zusammenhängenden Phase (2) haben.

## HARTMETALL-CERMET-VERBUNDWERKSTOFF UND VERFAHREN ZU DESSEN HERSTELLUNG

- 5 Die vorliegende Erfindung betrifft einen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff, insbesondere mit einer zusammenhängenden Phase aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall mit einem metallischen Binder und darin eingebetteten Wolframkarbid-Teilchen, wobei in der zusammenhängenden Phase aus Hartmetall verteilte Bereiche eines Titankarbid-, Titanitrid-,  
10 Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets ausgebildet sind, die in einem zweiten metallischen Binder eingebettete Hartstoffteilchen aufweisen, sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs.
- 15 Für die zerspanende Bearbeitung von insbesondere metallischen Werkstoffen kommen seit vielen Jahren insbesondere Hartmetall, auch cemented carbide genannt, und sogenannte Cermets zum Einsatz, die sich durch einen besonders vorteilhaften Kompromiss zwischen einer großen Härte und Verschleißbeständigkeit einerseits und gleichzeitig einer relativ großen  
20 Zähigkeit andererseits auszeichnen. Sowohl bei Hartmetall als auch bei Cermets sind harte Teilchen, die insbesondere durch Metallkarbide oder -karbonitride gebildet sind und dem Material eine große Härte und Verschleißbeständigkeit vermitteln, in einer duktilen metallischen Matrix eingebettet, die dem Material eine gewisse Zähigkeit vermittelt. Als Material für  
25 die metallische Matrix kommen dabei üblicherweise Co, Ni und/oder Fe zum Einsatz, insbesondere Co und Co-Ni-Legierungen. Zumindest im Fall von Hartmetall sind die harten Teilchen meist durch Wolframkarbid (WC) gebildet, wobei häufig in geringeren Mengen andere Metallkarbide, insbesondere Karbide von Metallen der Gruppen IV, V und/oder VI des Periodensystems der  
30 Elemente, ebenfalls vorgesehen sein können. In dem Bereich der Cermets kommen als harte Teilchen häufig Titankarbid (TiC), Titankarbonitrid (TiCN) und Titanmischkarbide zum Einsatz.

Um die Verschleißbeständigkeit von Bauteilen aus Hartmetall oder Cermet für  
35 die Zerspanung weiter zu verbessern, werden die Bauteile häufig zusätzlich mit

Hartstoffschichten beschichtet, die üblicherweise über chemische Gasphasenabscheidung (CVD) oder physikalische Gasphasenabscheidung (PVD) aufgebracht werden.

- 5 US 2010/0290849 A1 beschreibt einen Bohrer aus einem Verbundwerkstoff mit einem ersten Bereich aus einem ersten Hartmetallwerkstoff und einem stoffschlüssig mit diesem verbundenen zweiten Bereich aus einem zweiten Hartmetallwerkstoff, wobei zumindest einer der beiden Hartmetallwerkstoffe ein als Hybrid-Hartmetall bezeichneter Werkstoff ist, der eine verteilte  
10 Hartmetall-Phase und eine zusammenhängende Hartmetall-Phase aufweist.

- JP H10-219385 A beschreibt einen Verbundwerkstoff, bei dem Bereiche aus einem Titan-Karbonitrid-Typ Cermet mit einem Bindergehalt von 8-15 Gew.-% Co und/oder Ni und darin eingebetteten harten  
15 (Ti, M)CN-Teilchen (mit M = Nb, Ta, W, Mo, Zr, V, Cr und/oder Hf) in einer zusammenhängenden Matrixstruktur aus einem Hartmetall mit 6-15 Gew.-% Co und/oder Ni und darin eingebetteten WC-Teilchen eingebunden sind. Mit diesem Verbundwerkstoff sollen insbesondere für die Bearbeitung von Stahl- und Gusseisen-Werkstoffen eine verbesserte Verschleißbeständigkeit  
20 und eine langanhaltende Schneidleistung bereitgestellt werden. Der beschriebene Verbundwerkstoff stellt aber keine zufriedenstellende Biegebruchfestigkeit bereit.

- Es ist Aufgabe der vorliegenden Erfindung, einen verbesserten  
25 Verbundwerkstoff bereitzustellen, der für Werkzeuge für die zerspanende Bearbeitung von insbesondere metallischen Werkstoffen und Verbundwerkstoffen wie Metallmatrix-Verbundwerkstoffen (MMC), Aramidfaserverstärkten Kunststoff (AFK), Kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff (CFK), Glasfaserverstärkten Kunststoff (GFK), insbesondere für einstückige  
30 Fräser, Bohrer und Reibwerkzeuge sowie für Schneideinsätze zum Fräsen, Drehen, Bohren und Reiben, und für Werkzeuge zur Umformung von Werkstoffen geeignet ist und eine verbesserte Bruchzähigkeit und Biegebruchfestigkeit bei gleichzeitig guter Verschleißbeständigkeit und geringer

Verschweißneigung aufweist, sowie verbesserte Werkzeuge aus Verbundwerkstoff bereitzustellen.

5 Diese Aufgabe wird durch einen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach Anspruch 1 gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben.

Der Verbundwerkstoff weist auf: eine zusammenhängende Phase aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall, die einen metallischen Binder aus  
10 Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen und in dem metallischen Binder eingebettete Wolframkarbid-Teilchen aufweist; und in der zusammenhängenden Phase eingebettete verteilte Bereiche eines Titankarbid-, Titannitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets, die einen zweiten metallischen Binder aus Co, Ni,  
15 Fe oder einer Legierung von diesen und in dem zweiten metallischen Binder eingebettete Hartstoffteilchen aufweisen. Zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten verteilten Bereiche des Cermets haben einen längsten Durchmesser  $<35\ \mu\text{m}$  und zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten verteilten Bereiche des Cermets haben einen kürzesten Durchmesser von zumindest  
20 dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen in der zusammenhängenden Phase.

Da zumindest 97 Vol.-% der verteilten Bereiche einen längsten Durchmesser von kleiner als  $35\ \mu\text{m}$  haben und zumindest 20 Vol.-% der verteilten Bereiche  
25 einen kürzesten Durchmesser haben, der zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen entspricht, ist bei dem Verbundwerkstoff eine deutlich verbesserte Biegebruchfestigkeit bereitgestellt. Wenn weniger als 20 Vol.-% der verteilten Bereiche einen kürzesten Durchmesser haben, der zumindest dem Dreifachen des mittleren  
30 Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen entspricht, nähern sich die Eigenschaften und das Gefüge zu stark den Eigenschaften und dem Gefüge eines herkömmlichen Hartmetalls bzw. Cermets an. Wenn weniger als 97 Vol.-% der verteilten Bereiche einen längsten Durchmesser von kleiner als  $35\ \mu\text{m}$  haben, dann liegen in dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff zu viele

große Cermet-Bereiche vor, sodass die gewünschte hohe Biegebruchfestigkeit nicht mehr erreicht werden kann.

Die Biegebruchfestigkeit des Verbundwerkstoffs wird dabei gemäß

5 DIN EN ISO 3327 bestimmt. Die verteilten Bereiche weisen bevorzugt eine deutlich größere Härte und einen niedrigeren Gehalt an metallischem Binder als die zusammenhängende Phase aus Hartmetall auf. Der zweite metallische Binder der verteilten Bereiche kann in der Zusammensetzung gleich dem metallischen Binder der zusammenhängenden Phase aus Hartmetall sein, kann

10 sich aber auch in der Zusammensetzung von diesem unterscheiden. Der (zweite) metallische Binder der verteilten Bereiche kann bevorzugt insbesondere durch Co oder eine Co-Ni-Legierung gebildet sein, wobei insbesondere auch in geringen Mengen andere Elemente in dem Binder gelöst sein können. Der metallische Binder der zusammenhängenden Phase aus

15 Hartmetall kann bevorzugt durch Co gebildet sein, wobei wiederum insbesondere auch in geringen Mengen andere Elemente in dem Binder gelöst sein können. Die zusammenhängende Phase aus Hartmetall kann neben den WC-Teilchen auch zusätzlich weitere eingebettete Hartstoffteilchen aufweisen, insbesondere Karbide der Elemente der der Gruppen IV, V und/oder VI des

20 Periodensystems der Elemente. Die verteilten Bereiche sind aus einem Titankarbid-basierten Cermet, einem Titannitrid-basierten Cermet, einem Titankarbonitrid-basierten Cermet, einem Niobkarbid-basierten Cermet, einem Niobkarbonitrid-basierten Cermet oder einem Niobnitrid-basierten Cermet gebildet. Neben verteilten Bereichen, die jeweils aus einer Mehrzahl von in dem

25 zweiten metallischen Binder eingebetteten Hartstoffteilchen bestehen, können auch teilweise einzelne Hartstoffteilchen in der zusammenhängenden Phase eingebettet vorliegen.

Bei dem Verbundwerkstoff sind somit verteilte Bereiche aus einem Cermet in

30 einer zusammenhängenden Phase aus Hartmetall eingebettet. Die eingebetteten verteilten Bereiche können derart ausgelegt werden, dass diese eine sehr große Härte aufweisen, die die Härte des umgebenden Hartmetalls deutlich übersteigt. Die zusammenhängende Phase aus Hartmetall kann

andererseits aber ebenfalls bereits derart ausgelegt werden, dass eine hohe Verschleißbeständigkeit gegeben ist.

5 Wolframkarbid-basiertes Hartmetall ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch Wolframkarbid gebildete harte Teilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. Basis-Legierung von Co, Ni oder Fe bedeutet, dass Co, Ni oder Fe Hauptbestandteil in Gew.-% der Legierung ist. Wolframkarbid bildet den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des Wolframkarbid-basierten Hartmetalls, insbesondere mehr als 70 Gew.-% des Hartmetalls. Neben 10 Wolframkarbid können in geringeren Mengen auch weitere harte Teilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI des Periodensystems der Elemente. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen 15 gebildet sein.

Unter Cermet wird in dem vorliegenden Kontext ein Ti-basiertes Hartmetall oder Nb-basiertes Hartmetall verstanden. Es gibt Titankarbid-basiertes Cermet, Titankarbonitrid-basiertes Cermet, Titanitrid-basiertes Cermet, Niobkarbid-basiertes Cermet, Niobkarbonitrid-basiertes Cermet und Niobnitrid-basiertes Cermet. 20

Titankarbid-basiertes Cermet (im Folgenden auch TiC-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch TiC (Titankarbid) 25 gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. Die TiC-Hartstoffteilchen weisen dabei üblicherweise eine Kern-Mantel-Struktur auf, bei der ein Kern aus TiC durch einen Mantel aus  $(Ti_a, Me_b)C$  umgeben ist (wobei Me eines oder mehrere von insbesondere W, Mo, Cr, V, Ta und Nb sein kann). TiC bildet den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des TiC-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben TiC können in 30 geringeren Mengen auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere andere Karbide der Metalle der Gruppen IV

bis VI, Ti(C, N) und TiN. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen gebildet sein.

5 Titankarbonitrid-basiertes Cermet (im Folgenden auch Ti(C, N)-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem typischerweise überwiegend durch Ti(C, N) gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind.

Die Ti(C, N)-Hartstoffteilchen weisen dabei üblicherweise eine Kern-Mantel-Struktur auf, bei der ein Kern aus  $Ti(C_x, N_y)$  durch einen Mantel aus  $(Ti_a, Me_b)(C_z, N_q)$  umgeben ist (wobei Me eines oder mehrere von insbesondere W, Mo, Cr, V, Ta und Nb sein kann).

Die Ti(C, N)-Hartstoffteilchen bilden den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des TiCN-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben Ti(C, N)-Hartstoffteilchen können auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI des Periodensystems der Elemente, TiC und TiN. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen gebildet sein. Es gibt jedoch auch andere Titankarbonitrid-basierte Cermets, bei denen keine durch Ti(C, N) gebildeten Hartstoffteilchen, sondern nur solche aus  $(Ti_a, Me_b)(C_z, N_q)$ , vorliegen und solche Cermets, bei denen (auch) große Mengen an TiC und/oder  $(Ti_a, Me_b)C$  vorliegen. Unter Titankarbonitrid-basiertem Cermet ist daher ein Cermet zu verstehen, das zumindest Ti(C, N) oder  $(Ti_a, Me_b)(C_z, N_q)$  enthält und dessen Ti-Gehalt größer 30 Gew.-% ist.

25

Titannitrid-basiertes Cermet (im Folgenden auch TiN-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch TiN (Titannitrid) gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. TiN bildet den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des TiN-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben TiN können in geringeren Mengen auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere andere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI, Ti(C, N)

30



und TiC. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen gebildet sein.

- 5 Niobkarbid-basiertes Cermet (im Folgenden auch NbC-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch NbC (Niobkarbid) gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. NbC bildet den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des NbC-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben NbC können in geringeren
- 10 Mengen auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere andere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI, Nb(C, N) und NbN. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen gebildet sein
- 15 Niobkarbonitrid-basiertes Cermet (im Folgenden auch Nb(C, N)-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch Nb(C, N) gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. Die Nb(C, N)-Hartstoffteilchen bilden den überwiegenden Bestandteil in Gew.-%
- 20 des NbCN-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben Nb(C, N)-Hartstoffteilchen können auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI des Periodensystems der Elemente, NbC und NbN. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von
- 25 diesen gebildet sein.

- Niobnitrid-basiertes Cermet (im Folgenden auch NbN-basiertes Cermet genannt) ist ein Werkstoff, bei dem überwiegend durch NbN (Nbnitrid) gebildete Hartstoffteilchen in einem duktilen metallischen Binder aus
- 30 Co, Ni, Fe oder einer Basis-Legierung von diesen eingebettet sind. NbN bildet den überwiegenden Bestandteil in Gew.-% des NbN-basierten Cermets, bevorzugt mehr als 40 Gew.-% des Cermets. Neben NbN können in geringeren Mengen auch weitere Hartstoffteilchen in dem metallischen Binder eingebettet sein, insbesondere andere Karbide der Metalle der Gruppen IV bis VI, Nb(C, N)

und NbC. Der metallische Binder kann bevorzugt durch Co, Ni oder eine Basis-Legierung von diesen gebildet sein.

Die Messung der angegebenen Vol.-% in Bezug auf die eingebetteten Bereiche des Cermets erfolgt wie folgt:

Messung des Gesamt-Volumenanteils der verteilten Bereiche aus Cermet:

- 10 a. Es werden 10 nebeneinander stehende (ohne Überlappen, ohne Lücke) REM-BSE-Aufnahmen mit 10.000 Vergrößerung gemacht.
- b. Auf jeder Aufnahme wird ein die ganze Aufnahme abdeckendes, gleichmäßiges rechtwinkliges Gitter mit 10 x 10 geraden Linien gezeichnet, sodass das ganze Gefüge in 81 gleiche Rechtecke eingeteilt ist.
- 15 c. Trennen eingebetteter Bereiche: Wenn zwei eingebettete verteilte Bereiche mit einer Brücke verbunden sind, deren Breite kleiner als 1  $\mu\text{m}$  ist, werden die beiden Bereiche bei der engsten Stelle getrennt und die beiden Bereiche werden als zwei einzelne eingebettete verteilte Bereiche betrachtet. Wenn die Breite der engsten Stelle 1  $\mu\text{m}$  oder größer ist, 20 werden die beiden Bereiche als ein ganzer zusammenhängender verteilter Bereich betrachtet. Wenn ein verteilter Bereich einen dünnen Arm, dessen Breite < 1  $\mu\text{m}$  ist, aufweist, wird der Arm von dem verteilten Bereich getrennt und als separater verteilter Bereich betrachtet.
- d. Bestimmen des längsten und kürzesten Durchmessers 25 Der längste/kürzeste Durchmesser eines eingebetteten verteilten Bereichs ist die längste/kürzeste Erstreckung eines eingebetteten verteilten Bereichs zwischen zwei parallelen Linien, sodass sich kein Teil des eingebetteten verteilten Bereichs außerhalb der Linien befindet.
- e. Schnittlinienlänge messen: Die gesamte Schnittlinienlänge aller 30 Gitterlinien mit eingebetteten Cermet-Bereichen jeglicher Größe und mit eingebetteten Einzel-Hartstoffteilchen von dem Cermet-Material wird gemessen. Die gesamte Schnittlinienlänge (d.h. die Summe der Schnittlinien mit den Cermet-Bereichen und den Einzel-Hartstoffteilchen) wird durch die gesamte Gitterlinienlänge (d.h. die Summe der Länge aller

- Gitterlinien) geteilt. Das Ergebnis mal 100 ist dann der Anteil der Cermet-Bereiche in Vol.-% von dieser Aufnahme. Der arithmetische Mittelwert von den 10 Aufnahmen (d.h. die Summe der Ergebnisse durch 10) ist dann der Gesamt-Volumenanteil der eingebetteten verteilten Cermet-Bereiche im untersuchten Verbundmaterial (in Vol.-%).

Messung der Vol.-% der eingebetteten Cermet-Bereiche, die einen längsten Durchmesser < 35 µm haben

- Es wird nach dem oben beschriebenen Verfahren jeweils auch die gesamte Schnittlinienlänge mit solchen eingebetteten Cermet-Bereichen gemessen, deren längster Durchmesser < 35 µm ist. Diese Schnittlinienlänge wird wiederum durch die gesamte Gitterlinienlänge geteilt. Das Ergebnis mal 100 ist dann der Anteil der Cermet-Bereiche mit einem längsten Durchmesser < 35 µm in Vol.-% von dieser Aufnahme. Ein Mittelwert von den 10 Aufnahmen ergibt den Volumenanteil der Cermet-Bereiche mit einem längsten Durchmesser < 35 µm im untersuchten Material.

- Der ermittelte Volumenanteil der Cermet-Bereiche mit einem längsten Durchmesser < 35 µm wird durch den ermittelten Gesamt-Volumenanteil von Cermet-Bereichen geteilt. Das Ergebnis mal 100 ist dann der Volumenanteil (in Vol.-%) der eingebetteten Bereiche des Cermets, die einen längsten Durchmesser < 35 µm haben.

- Messung der Vol.-% der eingebetteten Cermet-Bereiche, die einen längsten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen in der zusammenhängenden Phase haben

- Der mittlere Durchmesser der Wolframkarbid-Teilchen in der zusammenhängenden Phase wird basierend auf einer EBSD-Messung nach ASTM E 2627 als mittlerer äquivalenter Durchmesser nach Flächenanteil bestimmt.

Es wird nach dem oben beschriebenen Verfahren jeweils auch die gesamte Schnittlinienlänge mit solchen eingebetteten Cermet-Bereichen gemessen, deren kürzester Durchmesser zumindest dem Dreifachen des ermittelten mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen entspricht. Diese

5 Schnittlinienlänge wird wiederum durch die gesamte Gitterlinienlänge geteilt. Das Ergebnis mal 100 ist dann der Anteil der Cermet-Bereiche mit einem kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des ermittelten mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen von dieser Aufnahme in Vol.-%. Ein Mittelwert von den 10 Aufnahmen ergibt den Volumenanteil der

10 Cermet-Bereiche mit einem kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des ermittelten mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen im untersuchten Material.

Der Volumenanteil der Cermet-Bereiche mit einem kürzesten Durchmesser von

15 zumindest dem Dreifachen des ermittelten mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen wird durch den ermittelten Gesamt-Volumenanteil von Cermet-Bereichen geteilt. Das Ergebnis mal 100 ist dann der Volumenanteil (in Vol.-%) der eingebetteten Bereiche des Cermets, die einen kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des ermittelten mittleren

20 Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen haben.

Gemäß einer Weiterbildung ist das Cermet ein Titankarbonitrid-basiertes Cermet. In diesem Fall werden besonders hohe Bruchzähigkeit und Biegebruchfestigkeit erreicht.

25

Gemäß einer bevorzugten Weiterbildung haben zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten Bereiche des Cermets einen längsten Durchmesser  $<25\ \mu\text{m}$ , mehr bevorzugt  $<15\ \mu\text{m}$ . In diesem Fall werden eine besonders hohe Bruchzähigkeit und eine besonders gute Biegebruchfestigkeit erreicht. Der

30 jeweilige Volumenanteil ist dabei analog zu dem Verfahren zu ermitteln, das oben bezüglich der Cermet-Bereiche mit einem längsten Durchmesser  $<35\ \mu\text{m}$  beschrieben wurde.

Gemäß einer bevorzugten Weiterbildung machen die verteilten Bereiche insgesamt zwischen 5 Vol.-% und 50 Vol.-% des Verbundwerkstoffs aus. Bevorzugt machen sie zwischen 5 Vol.-% und 30 Vol.-% des Verbundwerkstoffs aus. In diesem Fall werden eine besonders hohe Bruchzähigkeit und

5 Biegebruchfestigkeit bei gleichzeitig guter Verschleißbeständigkeit und geringer Verschweißneigung erreicht.

Gemäß einer Weiterbildung weisen zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten Bereiche des Cermets zumindest 5 Hartstoffteilchen auf. In diesem Fall ist ein

10 besonders vorteilhaftes Gefüge erreicht. Die Ermittlung des Volumenanteils erfolgt wiederum analog zu dem oben beschriebenen Verfahren, wobei der Volumenanteil der eingebetteten verteilten Bereiche mit zumindest fünf Hartstoffteilchen bestimmt und zu dem gesamten Volumenanteil der eingebetteten verteilten Bereiche ins Verhältnis gesetzt wird.

15

Gemäß einer Weiterbildung weist die zusammenhängende Phase auch eines oder mehrere Elemente von Cr, V, Mo, Ti, Nb, Ta, Zr, Hf mit einem Gesamtanteil von weniger als 10 Gew.-% der zusammenhängenden Phase auf. In diesem Fall können durch die gezielte Zugabe dieser Elemente die

20 Eigenschaften des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs an spezielle Anforderungen angepasst werden, z.B. um die Korrosionsbeständigkeit, die Härte, die Korngröße, etc. zu beeinflussen.

Gemäß einer Weiterbildung ist der metallische Binder der

25 zusammenhängenden Phase überwiegend aus Co gebildet, mit einem Co-Gehalt im Bereich zwischen 4 - 30 Gew.-% der zusammenhängenden Phase. In diesem Fall kann ein besonders guter Kompromiss zwischen Duktilität und Härte des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs erreicht werden. Der metallische Binder der zusammenhängenden Phase kann neben dem

30 Hauptbestandteil Co auch noch weitere Elemente in geringeren Mengen aufweisen.

Gemäß einer Weiterbildung weist der zweite metallische Binder Co und/oder Ni als Hauptbestandteil auf. In diesem Fall werden besonders vorteilhafte

Eigenschaften der eingebetteten verteilten Bereiche erzielt. Der zweite metallische Binder kann überwiegend aus Co oder überwiegend aus Ni bestehen und insbesondere auch gleichzeitig Co und Ni aufweisen, z.B. auch in gleichen Anteilen. Außer Co und Ni kann der zweite metallische Binder auch  
5 noch weitere Elemente in geringeren Mengen aufweisen.

Die Aufgabe wird auch durch ein Werkzeug zur zerspanenden Bearbeitung oder zur Umformung mit einem solchen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff  
10 gelöst.

Ferner wird die Aufgabe auch durch die Verwendung eines solchen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs in einem Werkzeug zur zerspanenden Bearbeitung oder Umformung von Werkstoffen gelöst.

15 Die Aufgabe wird auch durch ein Verfahren zur Herstellung eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs gemäß Anspruch 11 gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben.

Das Verfahren weist die Schritte auf:

20

- Mischen eines teilgesinterten oder vollgesinterten Cermet-Granulats eines Titankarbid-, Titannitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets, das zumindest Hartstoffteilchen und 1 – 30 Gew.-% eines zweiten metallischen Binders aus Co, Ni, Fe oder  
25 einer Legierung von diesen aufweist und wobei die Teilchen des Cermet-Granulats eine nach  
DIN ISO 13320-1 (Fraunhofer Modell) gemessene Teilchengröße  $D(0.97) < 35 \mu\text{m}$ , bevorzugt  $< 25 \mu\text{m}$ , mehr bevorzugt  $< 15 \mu\text{m}$ , aufweist, mit  
Ausgangspulver für ein Wolframkarbid-basiertes Hartmetall, das einen  
30 metallischen Binder aus Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen und Wolframkarbid-Teilchen aufweist, unter Zufügung einer Flüssigkeit als Flüssigphase zu einem Gemisch,
- Trocknen des Gemischs zu einem Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat oder -Pulver, und

- Formen und Sintern des Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulats bzw. -Pulvers zu einem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff.

Mit dem beschriebenen Verfahren wird ein Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff  
5 erzielt, der insbesondere für Werkzeuge für die zerspanende Bearbeitung und zur Umformung von Werkstoffen geeignet ist und eine verbesserte Bruchzähigkeit und Biegebruchfestigkeit bei gleichzeitig guter Verschleißbeständigkeit und geringer Verschweißneigung aufweist. Da das zugegebene Cermet-Granulat vor dem Mischen mit dem Ausgangspulver für  
10 das Wolframkarbid-basierte Hartmetall bereits teilgesintert oder vollgesintert ist, wird eine unerwünschte starke Binderdiffusion von dem Hartmetall zu dem Cermet vermieden. Unter vollgesintert wird dabei verstanden, dass die Partikel des Cermet-Granulats nahezu keine Rest-Porosität mehr aufweisen, wohingegen teilgesintert einen Zustand mit deutlich größerer Porosität der  
15 Partikel des Cermet-Granulats bezeichnet. Als Flüssigkeit, die als Flüssigphase zu dem Gemisch zugegeben wird, kommen die in der Hartmetallindustrie üblichen Flüssigkeiten in Betracht, insbesondere Alkohole, Aceton oder Wasser. Das Trocknen des Gemischs kann insbesondere in allgemein bekannter Weise in einem Sprühturm erfolgen, es sind aber auch andere  
20 Trocknungsverfahren möglich, z.B. in einem Rotationsverdampfer. Insbesondere die angegebene kleine Teilchengröße  $D(0.97)$  des Cermet-Granulats ermöglicht die Ausbildung eines besonders vorteilhaften Gefüges des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs. Das Formen des Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulats oder -Pulvers kann in der in der Hartmetall-Industrie  
25 üblichen Weise z.B. durch Direktpressen, Strangpressen, kaltisostatisches Pressen, Spritzgießen (Injection Molding) und ähnliche formgebende Verfahren erfolgen.

Gemäß einer Weiterbildung weist das Ausgangspulver für das  
30 Wolframkarbid-basierte Hartmetall Ausgangspulver für den metallischen Binder und Wolframkarbid-Pulver auf. In diesem Fall werden die Ausgangsmaterialien für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall somit nicht bereits als Hartmetall-Granulat sondern stattdessen getrennt dem Schritt des Mischens zugeführt. In Verbindung mit dem teilgesinterten oder vollgesinterten

Cermet-Granulat stellt sich somit eine besonders vorteilhaftes Gefüge des resultierenden Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs ein.

5 Gemäß einer Weiterbildung haben zumindest 20 Vol.-% der Teilchen des Cermet-Granulats eine Partikelgröße von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen in dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff. In diesem Fall wird ein besonders vorteilhaftes Gefüge erreicht. Der mittlere Durchmesser der Wolframkarbid-Teilchen ist in dem resultierenden  
10 Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff zu bestimmen, wie oben angegeben wurde. Die Partikelgröße der Teilchen des Cermet-Granulats wird mittels Laser nach DIN ISO 13320-1 gemessen.

Die Aufgabe wird auch durch einen nach einem derartigen Verfahren  
15 herstellbaren Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff gelöst.

Weitere Vorteile und Zweckmäßigkeiten der Erfindung ergeben sich anhand der nachfolgenden Beschreibung von Ausführungsbeispielen unter Bezugnahme auf die beigefügten Figuren.  
20

Von den Figuren zeigen:

- Fig. 1: eine schematische Darstellung des Gefüges eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs gemäß einer  
25 Ausführungsform;
- Fig. 2: einen Ausschnitt aus einer REM-Aufnahme mit 10.000-facher Vergrößerung eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs gemäß einem Beispiel;
- Fig. 3: eine REM-Aufnahme mit 5.000-facher Vergrößerung eines  
30 Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs gemäß einem weiteren Beispiel; und
- Fig. 4: eine lichtmikroskopische Aufnahme des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs gemäß dem weiteren Beispiel.



### Ausführungsbeispiele

Zur Herstellung eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs wird ein

5 Cermet-Granulat in einem pulvermetallurgischen Herstellungsverfahren aus Ausgangspulver für Hartstoffteilchen und Ausgangspulver für einen (zweiten) metallischen Binder hergestellt. Das Massenverhältnis wird dabei derart gewählt, dass ein Anteil des (zweiten) metallischen Binders im Bereich von 1-30 Gew.-% resultiert. Das Ausgangspulver für die Hartstoffteilchen

10 besteht dabei zumindest überwiegend aus Titankarbid-Partikeln (TiC), Titanitrid-Partikeln (TiN), Titankarbonitrid-Partikeln (TiCN), Niobkarbid-Partikeln (NbC), Niobkarbonitrid-Partikeln (NbCN) oder Niobnitrid-Partikeln (NbN), bevorzugt überwiegend aus Titankarbonitrid-Partikeln, und kann ferner aber auch weitere Hartstoffteilchen in geringeren Mengen aufweisen. Das

15 Ausgangspulver für den metallischen Binder weist Co und/oder Ni und/oder Fe als Hauptbestandteile auf, sodass der resultierende Binder Co, Ni, Fe oder eine Legierung von diesen aufweist, bevorzugt Co und/oder Ni als Hauptbestandteil.

Die Ausgangspulver für das Cermet-Granulat werden in der üblichen Weise

20 gemischt, ggfs. unter Beigabe einer Flüssigphase, und getrocknet, wobei das Trocken insbesondere durch Sprühtrocknen erfolgen kann. Anschließend erfolgt eine vollständige Sinterung oder zumindest eine teilweise Sinterung, um das gewünschte Cermet auszubilden. In einem folgenden Schritt wird das vollgesinterte oder teilgesinterte Cermet durch Zerkleinern und/oder Sichten zu

25 dem gewünschten Cermet-Granulat verarbeitet. Das Cermet-Granulat wird dabei derart aufbereitet, dass die Teilchen des Cermet-Granulats eine nach DIN ISO 13320-1 (Fraunhofer-Modell) gemessene Teilchengröße  $D(0.97) < 35 \mu\text{m}$  aufweisen, bevorzugt eine Teilchengröße  $D(0.97) < 25 \mu\text{m}$ , mehr bevorzugt  $< 15 \mu\text{m}$ .

30

Anstelle der beschriebenen Herstellungsroutine kann auch ein kommerziell erhältliches Cermet-Granulat mit diesen Eigenschaften verwendet werden.

Das teilgesinterte oder vollgesinterte Cermet-Granulat wird mit Ausgangspulver für ein Wolframkarbid-basiertes Hartmetall, das einen metallischen Binder und Wolframkarbid (WC) aufweist, vermischt. Der metallische Binder des Wolframkarbid-basierten Hartmetalls weist Co, Ni, Fe oder eine Legierung von diesen auf, bevorzugt Co oder eine Co-Legierung mit Co als Hauptbestandteil. Das Massenverhältnis für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall ist bevorzugt derart gewählt, dass der Co-Gehalt im Bereich von 4 – 30 Gew.-% des Hartmetalls liegt. Das Ausgangspulver für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall kann insbesondere auch eines oder mehrere von Cr, V, Mo, Ti, Nb, Ta, Zr, Hf mit einem Gesamtanteil von weniger als 10 Gew.-% des Wolframkarbid-basierten Hartmetalls aufweisen. Als Ausgangspulver für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall können dabei separat Wolframkarbid-Pulver und Ausgangspulver für den metallischen Binder verwendet werden oder es kann bereits ein vorgemischtes Pulver zum Einsatz kommen, das bereits sowohl die Materialien für den Binder als auch Wolframkarbid-Teilchen aufweist.

Das Mischen des Ausgangspulvers für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall und des Cermet-Granulats erfolgt unter Zufügung einer Flüssigkeit als Flüssigphase. Die Flüssigkeit kann dabei insbesondere durch Wasser oder einen Alkohol gebildet sein. Das Mischen kann z.B. in der üblichen Weise in einem Attritor und/oder einem Mischaggregat erfolgen. Anschließend wird das derart erzeugte Gemisch durch Trocknen zu einem Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat oder -Pulver weiterverarbeitet, was z.B. durch Sprühtrocknen in einem Sprühturm erfolgen kann, wie sie in der Hartmetallindustrie üblicherweise zum Einsatz kommen.

Durch Formen, wie z.B. durch Direktpressen, Strangpressen, kaltisostatisches Pressen oder Spritzgießen (Injection Molding), und anschließendes Sintern wird das Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat oder -Pulver anschließend zu dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 verarbeitet. Der erzielte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 ist in Fig. 1 schematisch dargestellt. Wie in Fig. 1 zu sehen ist, weist der Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 eine zusammenhängende Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall auf, die

den metallischen Binder 2b und darin eingebettete Wolframkarbid-Teilchen 2a aufweist. In der zusammenhängenden Phase 2 aus Hartmetall sind Bereiche 3 des Titankarbid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets eingebettet, die einen zweiten metallischen  
5 Binder 3b und in dem zweiten metallischen Binder 3b eingebettete Hartstoffteilchen 3a aufweisen. Wie in Fig. 1 schematisch dargestellt ist, weisen die eingebetteten Hartstoffteilchen 3a der Cermet-Bereiche 3 zumindest im Fall von Titan-basierten Hartstoffteilchen eine typische Kern-Mantel-Struktur auf, wie sie eingangs beschrieben wurde.

10

Bei dem Herstellen des Gemischs für das Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat oder -Pulver wird darauf geachtet, dass die Partikel des zugefügten teilgesinterten oder vollgesinterten Cermet-Granulats nicht zu stark zerkleinert werden. Dadurch wird erreicht, dass zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten  
15 verteilten Bereiche 3 des Cermets einen kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen 2a in der zusammenhängenden Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall haben und dass zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten verteilten Bereiche 3 zumindest fünf Hartstoffteilchen aufweisen.

20

Das Massenverhältnis zwischen dem teilgesinterten oder vollgesinterten Cermet-Granulat und dem Ausgangspulver für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall wird derart gewählt, dass die eingebetteten verteilten Bereiche 3 des Cermets bei dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 zwischen 5 Vol.-% und  
25 50 Vol.-% bilden, bevorzugt zwischen 5 Vol.-% und 30 Vol.-%. Bei einem geringeren Anteil der Cermet-Bereiche 3 können die gewünschten Vorteile bezüglich der Verschleißbeständigkeit gegenüber herkömmlichem Hartmetall nicht erreicht werden. Bei einem zu hohen Anteil der eingebetteten verteilten Bereiche 3 können die gewünschte niedrige Porosität und die gewünschte hohe  
30 Biegebruchfestigkeit nicht mehr erreicht werden.

Bei dem erzeugten Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 haben zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten verteilten Cermet-Bereiche 3 einen längsten Durchmesser, der kleiner als 35  $\mu\text{m}$  beträgt. Es hat sich gezeigt, dass die

gewünschte hohe Biegebruchfestigkeit nur in den Fällen erzielt wurde, in denen zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten verteilten Bereiche 3 des Cermets einen längsten Durchmesser  $< 35 \mu\text{m}$  hatten, also die Cermet-Bereiche 3 nicht zu groß waren, und andererseits aber zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten

5 verteilten Bereiche 3 des Cermets einen kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen 2a in der zusammenhängenden Phase 2 hatten, also eine ausreichend große Anzahl an hinreichend großen Cermet-Bereichen 3 vorhanden war, die sich deutlich

10 von der zusammenhängenden Phase 2 des Wolframkarbid-basierten Hartmetalls abhoben.

Der erzeugte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 mit der zusammenhängenden Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall und den darin eingebetteten Cermet-Bereichen 3 hat den Vorteil, dass die

15 besonders verschleißfesten Cermet-Bereiche 3 nicht gleich abgetragen werden können, wenn die zäheren und weniger verschleißfesten Bereiche der zusammenhängenden Phase 2 durch Verschleiß abgetragen werden.

Verglichen mit einzelnen verschleißfesten Titankarbid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-Körnern, die bei

20 einem Verschleiß einer sie umgebenden zusammenhängenden Phase auch schnell abgetragen würden, weisen die eingebetteten Cermet-Bereiche 3 wegen einer gegenseitigen Unterstützung der Hartstoffteilchen eine deutlich größere Beständigkeit auf.

25 Aus dem beschriebenen Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 können bevorzugt Werkzeuge zur zerspanenden Bearbeitung, wie insbesondere Bohrer, Fräser, Reibahlen, etc. oder Werkzeuge zum Umformen gefertigt werden. Insbesondere bei Werkzeugen zur zerspanenden Bearbeitung kann die

Oberfläche des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffes z.B. durch Bürsten,

30 Schleppscheiben, Strahlen, Schleifen mit einer relativ weichen Schleifscheibe oder Ätzen bearbeitet werden, um die eingebetteten verschleißfesteren Cermet-Bereiche 3 freizulegen. In diesem Fall gelangen dann zumindest überwiegend nur die harten diffusionsträgen Cermet-Bereiche 3 in Kontakt mit dem zu bearbeitenden Werkstück, sodass eine geringe Reibung und eine

niedrige Diffusionsneigung erreicht werden. Ferner ermöglicht ein solches Freilegen der eingebetteten Cermet-Bereiche 3 aufgrund der Zwischenräume zwischen den Cermet-Bereichen 3 eine verbesserte Benetzung mit Kühl- und/oder Schmiermittel.

5

Der Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 kann dabei z.B. bei Vollmaterial-Werkzeugen für die Zerspanung, auswechselbaren Schneideinsätzen für die Zerspanung und Verschleißteilen zur Anwendung kommen. Es ist ferner möglich, den Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff

10 noch mit einer Beschichtung zu versehen (durch ein CVD- oder PVD-Verfahren), um die Eigenschaften weiter zu verbessern.

#### Beispiel 1

15 Cermet-Granulat eines Titankarbonitrid-basierten Cermets wurde aus Pulvern von TiCN, Mo<sub>2</sub>C, WC, Co und Ni mit den folgenden Verhältnissen in Gewichtsprozent gefertigt: 42,7 Gew.-% Ti, 14,3 Gew.-% Mo, 10,4 Gew.-% W, 8,7 Gew.-% Co, 5,4 Gew.-% Ni, 12,3 Gew.-% C und 6,2 Gew.-% N. Die Pulver für das Cermet-Granulat wurden in einem pulvermetallurgischen

20 Herstellungsverfahren in der üblichen Weise gemischt, getrocknet und zu Plättchen gepresst. Anschließend wurden die derart gepressten Plättchen bei 1460°C vollgesintert. Anschließend wurden durch Zerkleinern und Sieben (mit Sieben mit Maschenweiten von 25 µm, 40 µm und 71 µm) drei verschiedene Cermet-Granulate mit Partikelgrößen von < 25 µm, zwischen 25 µm und 40 µm,

25 sowie zwischen 40 µm und 71 µm hergestellt.

Wolframkarbidpulver mit einer mittleren Partikelgröße im Submikron-Bereich, d.h. zwischen 0,5 µm und 0,8 µm, und Co-Pulver wurden als Ausgangspulver für ein Wolframkarbid-basiertes Hartmetall verwendet. Es wurden dabei

30 Mischungsverhältnisse für ein WC-10Co-Hartmetall (d.h. für ein Hartmetall mit 10 Gew.-% Co, Rest WC) und für ein WC-15Co-Hartmetall (d.h. für ein Hartmetall mit 15 Gew.-% Co, Rest WC) eingestellt.

- Das jeweilige Ausgangspulver für das Hartmetall wurde mit dem Cermet-Granulat unter Zugabe von Wasser als Flüssigphase in einem Attritor (Rührwerkskugelmühle) vermischt. Dabei wurden die aus der folgenden Tabelle 1 ersichtlichen Mischungen hergestellt. In Tabelle 1 sind die Proben wie folgt bezeichnet: xxCo/yy Vol.-%/Partikelgröße. 15Co bezeichnet das Ausgangspulververhältnis von WC-Pulver und Co-Pulver für ein WC-15Co-Hartmetall, 10Co bezeichnet das Ausgangspulververhältnis von WC-Pulver und Co-Pulver für ein WC-10Co-Hartmetall. 15 Vol.-% bedeutet, dass eine Mischung aus 85 Vol.-% Ausgangspulver für das Hartmetall und 15 Vol.-% Cermet-Granulat erstellt wurde; 25 Vol.-% bedeutet, dass eine Mischung aus 75 Vol.-% Ausgangspulver für das Hartmetall und 25 Vol.-% Cermet-Granulat erstellt wurde. Die letzte Stelle bezeichnet die Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats (< 25 µm, 25-40 µm oder 40-71 µm).
- Anschließend wurde das jeweilige Gemisch in der üblichen Weise in einem Sprühturm sprühgetrocknet, um ein Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat mit der jeweiligen Zusammensetzung bereitzustellen.

Probe	rel. Dichte [%]	HV30	K1c [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	TRS [MPa]
10Co/15 Vol.-%/<25 µm	99,9	1621	11,2	1596
15Co/15 Vol.-%/<25 µm	99,4	1454	13,6	1910
10Co/25 Vol.-%/<25 µm	99,9	1645	10,5	1521
15Co/25 Vol.-%/<25 µm	99,4	1471	12,6	1958
10Co/15 Vol.-%/25-40 µm	99,7	1635	11,3	1422
15Co/15 Vol.-%/25-40 µm	99,2	1446	13,8	1638
10Co/25 Vol.-%/25-40 µm	100	1649	10,5	1317
15Co/25 Vol.-%/25-40 µm	99,3	1471	13,5	1628
10Co/15 Vol.-%/40-71 µm	99,5	1625	11,4	1050
15Co/15 Vol.-%/40-71 µm	98,1	1459	16,4	1341

TABELLE 1

Das Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat wurde jeweils zu Plättchen gepresst, die anschließend bei 1400°C vollständig zu einem

Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 gesintert wurden. Der derart hergestellte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 wurde in Bezug auf die relative Dichte, Härte (HV30 nach DIN EN ISO 3878)), Biegebruchfestigkeit TRS (entsprechend DIN EN ISO 3327) und Bruchzähigkeit (K1c nach der Palmquist-Methode  
5 (Shetty-Formel) untersucht und die erzielten Ergebnisse sind in Tabelle 1 ersichtlich.

Es ist zu erkennen, dass jeweils eine sehr hohe relative Dichte von nahe 100 % erzielt wurde. Ferner ist in der Tabelle deutlich zu erkennen, dass die  
10 Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats einerseits nur einen relativ geringen Einfluss auf die erreichte Härte (HV30) und die Bruchzähigkeit (K1c) hat, andererseits die erreichte Biegebruchfestigkeit TRS mit abnehmender Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats signifikant zunimmt. Mit den Proben, bei denen das Cermet-Granulat mit der größten Partikelgröße zum  
15 Einsatz kam (d.h. den letzten beiden Proben in Tabelle 1) wurden auch mit dem relativ geringen Volumenanteil des Cermet-Granulats keine ausreichend hohe Biegebruchfestigkeit mehr erzielt. Es ist zu beachten, dass die Größe der eingebetteten verteilten Bereiche 3 des Cermets in dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 nicht unmittelbar der Partikelgröße des  
20 verwendeten Cermet-Granulats entspricht, da bei dem Mischen zum Erzeugen des Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulats zwangsläufig eine teilweise Zerkleinerung der Cermet-Partikel erfolgt.

Es wurden ferner REM-Untersuchungen durchgeführt, aus denen sich ergibt,  
25 dass der erzeugte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 jeweils eine zusammenhängende Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall und in dieser zusammenhängenden Phase 2 eingebettete verteilte Bereiche 3 aus Cermet aufweist. Ein Ausschnitt einer REM-Aufnahme bei 10.000-facher Vergrößerung der zweiten Probe (15Co/15 Vol.-%/<25 µm) aus Tabelle 1 ist in  
30 Fig. 2 zu sehen. Es ist deutlich zu erkennen, dass die verteilten Bereiche 3 aus Cermet gut von der zusammenhängenden Phase 2 des Wolframkarbid-basierten Hartmetalls zu unterscheiden sind. Ferner sind im Bereich der zusammenhängenden Phase 2 gut die (hellen) Wolframkarbid-Teilchen 2a zu erkennen, die in dem (dunklen) metallischen Binder 2b eingebettet sind.

- Eingehendere REM-Untersuchungen (REM-EDX) haben ferner ergeben, dass eine Kobaltnmigration von den verteilten Bereichen 3 zu der zusammenhängenden Phase 2 beim Sintern stattgefunden hat, sodass bei dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 ein großer Kobalt-Konzentrationsunterschied zwischen den eingebetteten verteilten Bereichen 3 aus Cermet und der zusammenhängenden Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall erreicht wurde. Im Falle von WC-10Co für die zusammenhängende Phase 2 wurde nur ein Kobalt-Gehalt von etwa 2 Gew.-% in den eingebetteten Cermet-Bereichen 3 gemessen, im Falle von WC-15Co etwa 4 Gew.-%. Andererseits weist die zusammenhängende Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall bei dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 nur einen sehr geringen Ti-Gehalt auf, wodurch sich die gute Bruchzähigkeit des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs 1 erklären lässt.
- Die Ergebnisse der Analyse mittels REM-EDX sind in der nachfolgenden Tabelle 2 zusammengefasst:

Probe		Co-Gehalt [Gew.-%]	Ti-Gehalt [Gew.-%]
WC-10Co	verteilte Bereiche	0-2	39
	zus. Phase	9	0,4
WC-15Co	verteilte Bereiche	3-4	35-38
	zus. Phase	13-14	1-2

TABELLE 2

- Separate Untersuchungen der eingebetteten verteilten Bereiche 3 und der zusammenhängenden Phase 2 haben ferner ergeben, dass die eingebetteten verteilten Bereiche 3 aus Cermet eine große Härte von 2380 HV1 (im Falle von WC-10Co für die zusammenhängende Phase 2) bzw. 2125 HV1 (im Falle von WC-15Co) aufweisen, während die zusammenhängende Phase 2 aus Hartmetall eine deutlich geringere Härte von 1610 HV1 (bei WC-10Co) bzw. 1412 HV1 (bei WC-15Co) aufweist.



Beispiel 2

Es wurden Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffe 1 im Wesentlichen wie bei Beispiel 1 hergestellt, allerdings mit dem Unterschied, dass bei der Herstellung des Cermet-Granulats anstelle des Vollsinterns bei 1460°C nur ein Teilsintern bei 1000°C vorgenommen wurde, sodass das jeweilige zum Einsatz kommende Cermet-Granulat jeweils nur teilgesintert war. Die restlichen Schritte wurden wie bei Beispiel 1 durchgeführt.

Eine eingehendere Untersuchung mittels REM-EDX hat ergeben, dass in diesem Fall eines nur teilgesinterten Cermet-Granulates bei der Herstellung des Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffes 1 bei dem größeren Kobalt-Anteil für die zusammenhängende Phase 2 (d.h. WC-15Co) Kobalt in die eingebetteten verteilten Bereiche migriert, sodass die eingebetteten verteilten Bereiche 3 aus Cermet einen höheren Kobalt-Gehalt aufweisen. In dem Fall von WC-10Co migriert hingegen Kobalt von den eingebetteten verteilten Bereichen in die zusammenhängende Phase. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in der nachfolgenden Tabelle 3 zusammengefasst.

Probe		Co-Gehalt [Gew.-%]	Ti-Gehalt [Gew.-%]
WC-10Co	verteilte Bereiche	0-1,6	31-38
	zus. Phase	10-11	0,5-0,6
WC-15Co	verteilte Bereiche	9-10	33
	zus. Phase	14-15	0-0,3

TABELLE 3

20

Es kann folglich durch Variation des Sinterprozesses bei der Herstellung des Cermet-Granulats, insbesondere durch eine Variation der Temperatur bzw. des Ausmaßes der Sinterung, der Gehalt des metallischen Binders in den eingebetteten verteilten Bereichen 3 eingestellt werden. Mit anderen Worten kann über diesen Prozess die Härte der eingebetteten verteilten Bereiche 3 eingestellt werden. Bei den Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffen 1 gemäß dem zweiten Beispiel wurden Härten der eingebetteten verteilten Bereiche von 2281 HV1 (im Falle von WC-10Co) bzw. 2053 HV1 (im Falle von WC-15Co) gemessen.

25

### Beispiel 3

- 5 Cermet-Granulat eines Niobkarbid-basierten Cermets wurde aus Pulvern von NbC, WC und Co mit den folgenden Verhältnissen in Gewichtsprozent gefertigt: 60 Gew.-% NbC, 30 Gew.-% WC und 10 Gew.-% Co. Die Pulver für das Cermet-Granulat wurden in einem Attritor gemahlen, in einem Rotationsverdampfer getrocknet, zerkleinert und auf  $< 250 \mu\text{m}$  gesiebt.
- 10 Anschließend wurde das Granulat bei  $1360^\circ\text{C}$  vollgesintert und es wurden durch Zerkleinern und Sieben (Maschenweiten von  $25 \mu\text{m}$ ,  $71 \mu\text{m}$  und  $140 \mu\text{m}$ ) drei verschiedene Cermet-Granulate mit Partikelgrößen von  $< 25 \mu\text{m}$ , zwischen  $25 \mu\text{m}$  und  $71 \mu\text{m}$ , sowie zwischen  $71 \mu\text{m}$  und  $140 \mu\text{m}$  hergestellt.
- 15 Wolframkarbidpulver mit einer mittleren Partikelgröße im Submikron-Bereich, d.h. zwischen  $0,5 \mu\text{m}$  und  $0,8 \mu\text{m}$ , und Co-Pulver wurden als Ausgangspulver für ein Wolframkarbid-basiertes Hartmetall verwendet. Es wurden dabei Mischungsverhältnisse für ein WC-12Co-Hartmetall (d.h. für ein Hartmetall mit 12 Gew.-% Co, Rest WC) eingestellt. Das jeweilige Ausgangspulver für das
- 20 Hartmetall wurde mit Zugabe von Paraffin und Petrolether in einem Attritor (Rührwerkskugelmühle) gemahlen. Danach wurde das Cermet-Granulat zu dem WC-Co Gemisch zugegeben und in einem Mixer für 30 Minuten vermischt. Dabei wurden die aus der folgenden Tabelle 4 ersichtlichen Mischungen hergestellt. In Tabelle 4 sind die Proben wie folgt bezeichnet:
- 25 xxCo/yy Cermet/Partikelgröße. 12Co bezeichnet das Ausgangspulververhältnis von WC-Pulver und Co-Pulver für ein WC-12Co-Hartmetall. 10 Cermet bedeutet, dass eine Mischung aus 90 wt% Ausgangspulver für das Hartmetall und 10 wt% Cermet-Granulat erstellt wurde. Die letzte Stelle bezeichnet die Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats ( $< 25 \mu\text{m}$ ,  $25\text{-}71 \mu\text{m}$  oder  $71\text{-}$
- 30  $140 \mu\text{m}$ ). Anschließend wurde das jeweilige Gemisch in einem Rotationsverdampfer getrocknet, zerkleinert und auf  $<250 \mu\text{m}$  gesiebt, zu Plättchen gepresst und bei  $1400^\circ\text{C}$  gesintert.

Probe	HV30	K1c [MPa·m <sup>1/2</sup> ]	TRS [MPa]
12Co/10 Cermet/< 25 µm	1629	10,2	1747
12Co/10 Cermet/25 -71 µm	1612	9,8	1299
12Co/10 Cermet/71 - 140 µm	1639	10,3	1249

TABELLE 4

Der derart hergestellte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff wurde in Bezug auf Härte (HV30 nach DIN EN ISO 3878), Biegebruchfestigkeit TRS (entsprechend  
5 DIN EN ISO20 3327) und Bruchzähigkeit (K1c nach der Palmquist-Methode (Shetty-Formel)) untersucht und die erzielten Ergebnisse sind in Tabelle 4 ersichtlich. Es ist zu erkennen, dass die Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats einerseits nur einen relativ geringen Einfluss auf die erreichte Härte (HV30) und die Bruchzähigkeit (K1c) hat, andererseits die erreichte  
10 Biegebruchfestigkeit TRS mit abnehmender Partikelgröße des verwendeten Cermet-Granulats signifikant zunimmt. Es wurden ferner Lichtmikroskopie- und REM-Untersuchungen durchgeführt, aus denen sich ergibt, dass der erzeugte Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 jeweils eine zusammenhängende Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall und in dieser zusammenhängenden  
15 Phase 2 eingebettete verteilte Bereiche 3 aus NbC-Cermet aufweist. Ein Ausschnitt einer REM-Aufnahme bei 5.000-facher Vergrößerung der ersten Probe (12Co/10 Cermet/<25 µm) aus Tabelle 4 ist in Fig. 3 zu sehen. Es ist deutlich zu erkennen, dass die verteilten Bereiche 3 aus Cermet gut von der zusammenhängenden Phase 2 des Wolframkarbidbasierten Hartmetalls zu  
20 unterscheiden sind. Abb. 4 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme der ersten Probe, die nach einem Polieren kurz mit Murakami-Lösung geätzt wurde.

Eingehendere REM-Untersuchungen (REM-EDX) haben ferner ergeben, dass  
25 eine Kobaltmigration von den verteilten Bereichen 3 zu der zusammenhängenden Phase 2 beim Sintern stattgefunden hat, sodass bei dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff 1 ein großer Kobalt-Konzentrationsunterschied zwischen den eingebetteten verteilten Bereichen 3 aus Cermet und der zusammenhängenden Phase 2 aus Wolframkarbid-basiertem Hartmetall erreicht wurde. Ein Kobalt-Gehalt von etwa 0,5 – 1,2  
30 Gew.-% in den eingebetteten Cermet-Bereichen 3 gemessen.

## Ansprüche

1. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) aufweisend:  
eine zusammenhängende Phase (2) aus Wolframkarbid-basiertem  
5 Hartmetall, die einen metallischen Binder (2b) aus Co, Ni, Fe oder einer  
Legierung von diesen und in dem metallischen Binder (2b) eingebettete  
Wolframkarbid-Teilchen (2a) aufweist, und  
in der zusammenhängenden Phase (2) eingebettete verteilte  
Bereiche (3) eines Titankarbid-, Titannitrid-, Titankarbonitrid-,  
10 Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets, die  
einen zweiten metallischen Binder (3b) aus Co, Ni, Fe oder einer  
Legierung von diesen und in dem zweiten metallischen Binder (3b)  
eingebettete Hartstoffteilchen (3a) aufweisen,  
wobei zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten verteilten  
15 Bereiche (3) des Cermets einen längsten Durchmesser  $<35\ \mu\text{m}$  haben  
und  
zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten verteilten Bereiche (3) des  
Cermets einen kürzesten Durchmesser von zumindest dem Dreifachen  
des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen (2a) in der  
20 zusammenhängenden Phase (2) haben.
2. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) nach Anspruch 1, wobei das  
Cermet ein Titankarbonitrid-basiertes Cermet ist.
- 25 3. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden  
Ansprüche, wobei zumindest 97 Vol.-% der eingebetteten Bereiche (3)  
des Cermets einen längsten Durchmesser  $<25\ \mu\text{m}$ , bevorzugt  $<15\ \mu\text{m}$   
haben.
- 30 4. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden  
Ansprüche, wobei die verteilten Bereiche (3) insgesamt zwischen 5 Vol.-%  
und 50 Vol.-% des Verbundwerkstoffs (1) ausmachen, bevorzugt zwischen  
5 Vol.-% und 30 Vol.-%.

5. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei zumindest 20 Vol.-% der eingebetteten Bereiche (3) des Cermets zumindest fünf Hartstoffteilchen aufweisen.
- 5 6. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei die zusammenhängende Phase (2) auch eines oder mehrere Elemente von Cr, V, Mo, Ti, Nb, Ta, Zr, Hf mit einem Gesamtanteil von weniger als 10 Gew.-% der zusammenhängenden Phase (2) aufweist.
- 10 7. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei der metallische Binder (2b) der zusammenhängenden Phase (2) überwiegend aus Co gebildet ist, mit einem Co-Gehalt im Bereich zwischen 4 - 30 Gew.-% der zusammenhängenden Phase (2).
- 15 8. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei der zweite metallische Binder (3b) Co und/oder Ni als Hauptbestandteil aufweist.
- 20 9. Werkzeug zur zerspanenden Bearbeitung oder zur Umformung mit einem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) nach einem der vorangehenden Ansprüche.
- 25 10. Verwendung eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs (1) nach einem der Ansprüche 1 bis 8 in einem Werkzeug zur zerspanenden Bearbeitung oder Umformung von Werkstoffen.

11. Verfahren zur Herstellung eines Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoffs (1) mit zumindest den Schritten:
- Mischen eines teilgesinterten oder vollgesinterten Cermet-Granulats eines Titankarbid-, Titanitrid-, Titankarbonitrid-, Niobkarbid-, Niobkarbonitrid- oder Niobnitrid-basierten Cermets, das zumindest Hartstoffteilchen und 1 – 30 Gew.-% eines zweiten metallischen Binders aus Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen aufweist und wobei die Teilchen des Cermet-Granulats eine nach DIN ISO 13320-1 (Fraunhofer Modell) gemessene Teilchengröße  $D(0.97) < 35 \mu\text{m}$ , bevorzugt  $< 25 \mu\text{m}$ , mehr bevorzugt  $< 15 \mu\text{m}$ , aufweist, mit Ausgangspulver für ein Wolframkarbid-basiertes Hartmetall, das einen metallischen Binder (2b) aus Co, Ni, Fe oder einer Legierung von diesen und Wolframkarbid-Teilchen (2a) aufweist, unter Zufügung einer Flüssigkeit als Flüssigphase zu einem Gemisch,
  - Trocknen des Gemischs zu einem Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulat oder -Pulver, und
  - Formen und Sintern des Hartmetall-Cermet-Verbund-Granulats bzw. -Pulvers zu einem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1).
12. Verfahren nach Anspruch 11, wobei das Ausgangspulver für das Wolframkarbid-basierte Hartmetall Ausgangspulver für den metallischen Binder (2b) und Wolframkarbid-Pulver aufweist.
13. Verfahren nach Anspruch 11 oder 12, wobei zumindest 20 Vol.-% der Teilchen des Cermet-Granulats eine Partikelgröße von zumindest dem Dreifachen des mittleren Durchmessers der Wolframkarbid-Teilchen (2a) in dem Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) haben.
14. Hartmetall-Cermet-Verbundwerkstoff (1) herstellbar nach einem Verfahren gemäß einem der Ansprüche 11 bis 13.

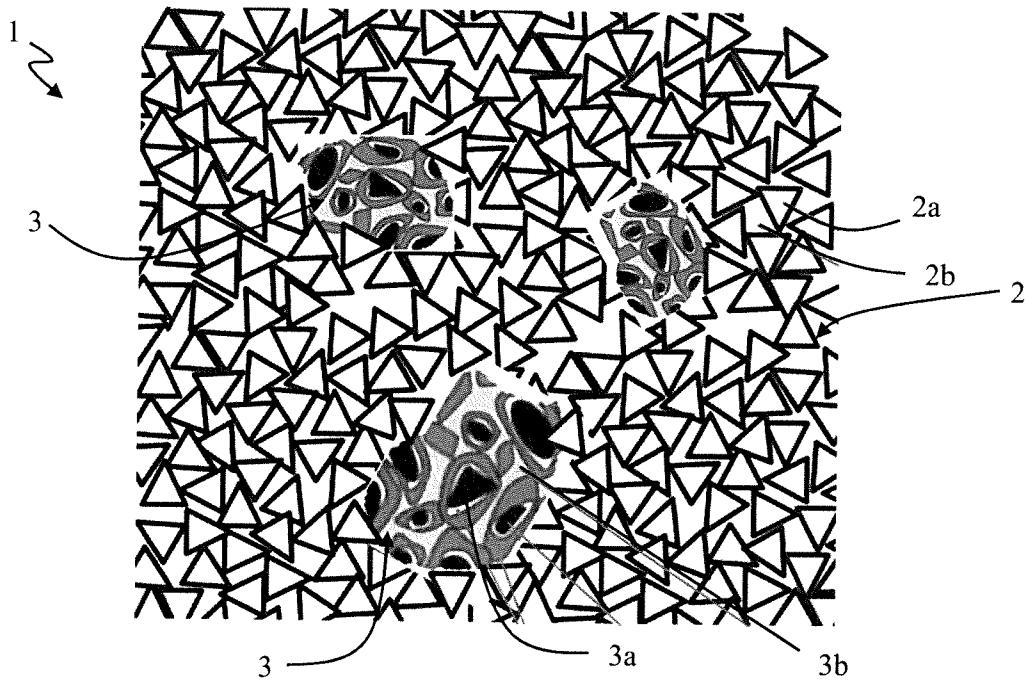


Fig. 1

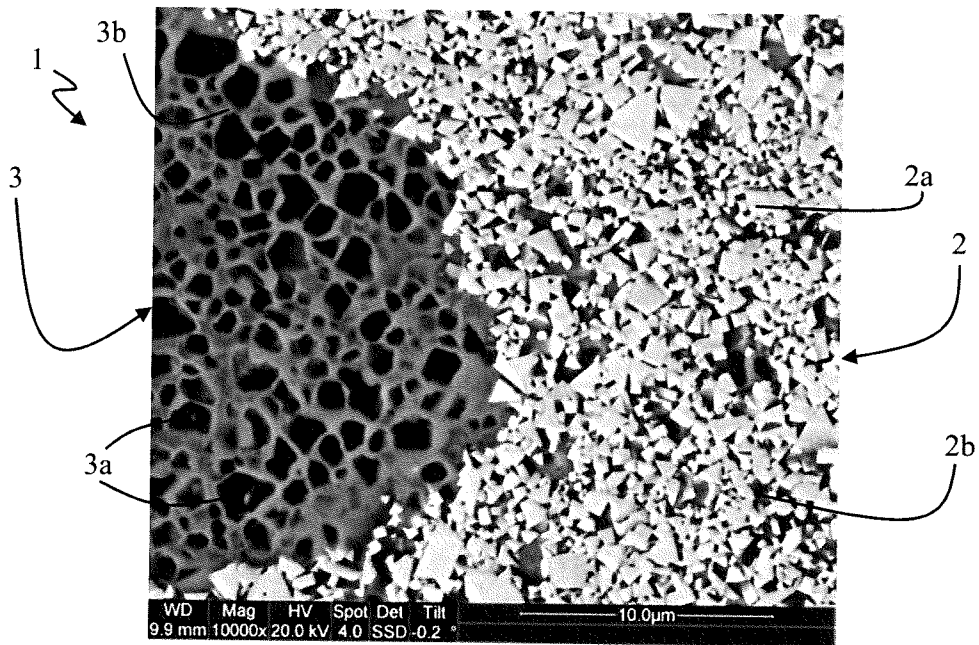


Fig. 2

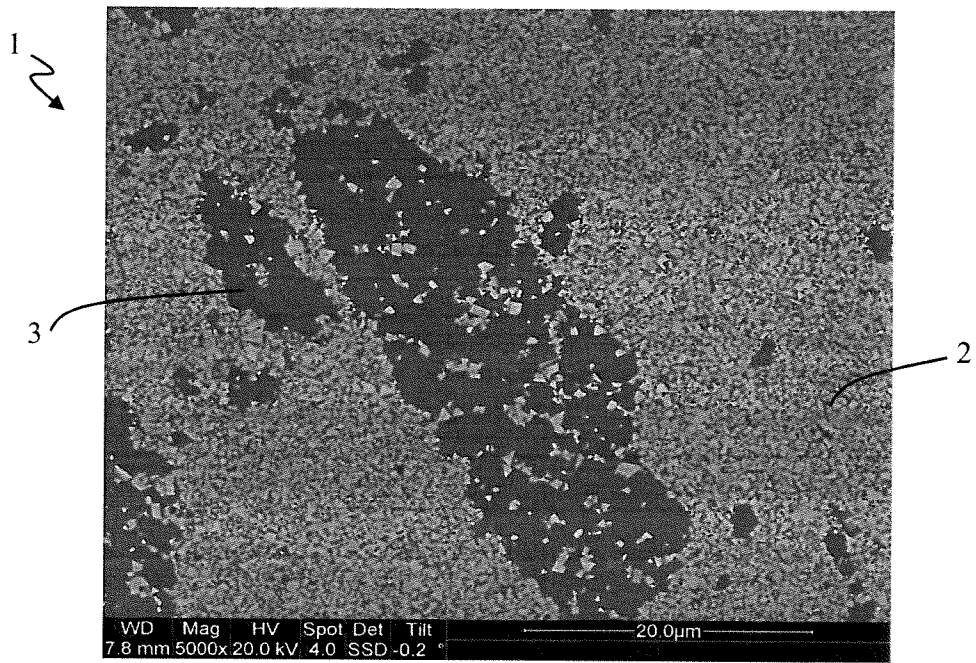


Fig. 3

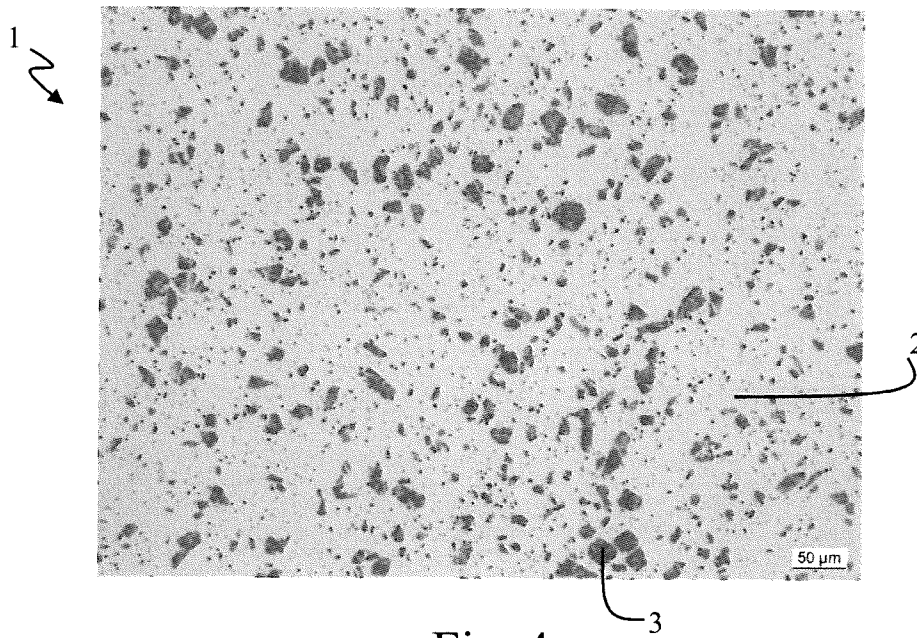


Fig. 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No  
PCT/AT2016/000001

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER  
INV. C22C1/05 C22C29/02 C22C29/08 E21B17/042  
ADD.  
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED  
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
C22C B22F

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)  
EPO-Internal, INSPEC, WPI Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2011 132057 A (KYOCERA CORP) 7 July 2011 (2011-07-07)	1-10,14
Y	abstract paragraphs [0006] - [0012], [0014] - [0025], [0028] - [0030] tables 1-3	11-13
X	----- JP H10 219385 A (MITSUBISHI MATERIALS CORP) 18 August 1998 (1998-08-18) cited in the application abstract claim paragraphs [0001], [0003], [0006] - [0010], [0016], [0033], [0034], [0036], [0037] tables 1-4 ----- -/--	1-10,14

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

\* Special categories of cited documents :

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
- "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search <b>27 May 2016</b>	Date of mailing of the international search report <b>03/06/2016</b>
---	---

Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Authorized officer <b>Riba Vilanova, Marta</b>
--	---

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No  
PCT/AT2016/000001

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	US 5 880 382 A (FANG ZHIGANG [US] ET AL) 9 March 1999 (1999-03-09) abstract figures 1-6 column 1, lines 9-14 column 2, line 23 - column 3, line 3 column 4, line 46 - column 7, line 47 column 8, line 21 - column 9, line 45 column 13, lines 13-42 column 13, line 57 - column 14, line 6 -----	11-13
A	GB 434 468 A (BRITISH THOMSON HOUSTON CO LTD) 2 September 1935 (1935-09-02) the whole document -----	1-14
A	DE 101 43 573 A1 (PLANSEE GMBH [DE]) 21 March 2002 (2002-03-21) paragraphs [0011] - [0015] -----	1-14

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/AT2016/000001

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
JP 2011132057	A	07-07-2011	NONE
-----			
JP H10219385	A	18-08-1998	NONE
-----			
US 5880382	A	09-03-1999	US 5880382 A 09-03-1999
			ZA 9706884 A 11-02-1998
-----			
GB 434468	A	02-09-1935	NONE
-----			
DE 10143573	A1	21-03-2002	AT 4457 U1 25-07-2001
			DE 10143573 A1 21-03-2002
-----			

**INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT**

Internationales Aktenzeichen

PCT/AT2016/000001

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES  
 INV. C22C1/05 C22C29/02 C22C29/08 E21B17/042  
 ADD.

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC

**B. RECHERCHIERTE GEBIETE**

Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole )  
 C22C B22F

Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

EPO-Internal, INSPEC, WPI Data

**C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN**

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	JP 2011 132057 A (KYOCERA CORP) 7. Juli 2011 (2011-07-07)	1-10,14
Y	Zusammenfassung Absätze [0006] - [0012], [0014] - [0025], [0028] - [0030] Tabellen 1-3	11-13
X	JP H10 219385 A (MITSUBISHI MATERIALS CORP) 18. August 1998 (1998-08-18) in der Anmeldung erwähnt Zusammenfassung Anspruch Absätze [0001], [0003], [0006] - [0010], [0016], [0033], [0034], [0036], [0037] Tabellen 1-4	1-10,14

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen  Siehe Anhang Patentfamilie

- \* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :
- "A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist
- "E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist
- "L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)
- "O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht
- "P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist
- "T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist
- "X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden
- "Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist
- "&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche	Absenddatum des internationalen Recherchenberichts
27. Mai 2016	03/06/2016

Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Bevollmächtigter Bediensteter  Riba Vilanova, Marta
--	---

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
Y	US 5 880 382 A (FANG ZHIGANG [US] ET AL) 9. März 1999 (1999-03-09) Zusammenfassung Abbildungen 1-6 Spalte 1, Zeilen 9-14 Spalte 2, Zeile 23 - Spalte 3, Zeile 3 Spalte 4, Zeile 46 - Spalte 7, Zeile 47 Spalte 8, Zeile 21 - Spalte 9, Zeile 45 Spalte 13, Zeilen 13-42 Spalte 13, Zeile 57 - Spalte 14, Zeile 6 -----	11-13
A	GB 434 468 A (BRITISH THOMSON HOUSTON CO LTD) 2. September 1935 (1935-09-02) das ganze Dokument -----	1-14
A	DE 101 43 573 A1 (PLANSEE GMBH [DE]) 21. März 2002 (2002-03-21) Absätze [0011] - [0015] -----	1-14

**INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT**

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/AT2016/000001

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2011132057 A	07-07-2011	KEINE	
JP H10219385 A	18-08-1998	KEINE	
US 5880382 A	09-03-1999	US 5880382 A ZA 9706884 A	09-03-1999 11-02-1998
GB 434468 A	02-09-1935	KEINE	
DE 10143573 A1	21-03-2002	AT 4457 U1 DE 10143573 A1	25-07-2001 21-03-2002