



(12) Ausschließungspatent

(11) DD 288 623 A5

Erteilt gemäß § 17 Absatz 1  
Patentgesetz der DDR  
vom 27. 10. 1983  
in Übereinstimmung mit den entsprechenden  
Festlegungen im Einigungsvertrag

5(51) C 22 C 29/04

DEUTSCHES PATENTAMT

In der vom Anmelder eingereichten Fassung veröffentlicht

|      |                                                                                                                                              |      |            |      |            |
|------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------|------------|------|------------|
| (21) | DD C 22 C / 333 800 6                                                                                                                        | (22) | 23. 10. 89 | (44) | 04. 04. 91 |
| (71) | Akademie der Wissenschaften der DDR, Otto-Nuschke-Straße 22-23, O - 1080 Berlin, DE                                                          |      |            |      |            |
| (72) | Richter, Volkmar, Dr. rer. nat.; Kotsch, Heinz; Klauß, Hans-Jörg; Kubsch, Heidrun, Dr. rer. nat., DE                                         |      |            |      |            |
| (73) | Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstofforschung der Akademie der Wissenschaften der DDR, Helmholtzstraße 20, O - 8027 Dresden, DE |      |            |      |            |
| (74) | siehe (73)                                                                                                                                   |      |            |      |            |
| (54) | Hartmetall auf der Basis von Titankarbonitrid                                                                                                |      |            |      |            |

(55) Hartmetall; Titankarbonitrid; Sinterformteile; spanende Bearbeitung; Stahl; Gefüge; Hartstoffkorngröße; Sehnenlängenverteilung; Medianwert

(57) Die Erfindung betrifft ein Hartmetall auf der Basis von Titankarbonitrid. Objekte, auf die sich die Erfindung bezieht, sind hilfsmetallgebundene Karbonitridhartmetalle, die als Sinterformteile insbesondere für die spanende Bearbeitung von Stahl Anwendung finden. Erfindungsgemäß weist das Gefüge dieser Hartmetalle eine enge Verteilung der Hartstoffkorngröße, bei der die Sehnenlängenverteilung die Bedingung  $l_{95}/l_{50} \leq 2,5$  erfüllt und für den Medianwert  $l_{50}$  dieser Verteilung  $0,2 \mu\text{m} \leq l_{50} \leq 5 \mu\text{m}$  gilt und der Anteil der titanreichen  $\alpha'$ -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 15 Volumenanteile beträgt.

## Patentansprüche:

1. Hartmetall auf der Basis von Titankarbonitrid der allgemeinen Zusammensetzung  $Ti_u Me_v Me_w (C_x N_y)_z$  mit  $u + v + w = 1$ ,  $x + y = 1$ ,  $0,80 \leq z \leq 1,03$ ;  $u \geq 0,6$ ,  $0,2 \leq v \leq 0,6$ , wobei Me für die Metalle Zr, Hf, Nb, Ta, V und Me für die Metalle W, Mo, Cr bzw. Mischungen dieser Metalle stehen, und einem Bindemetall aus der Eisengruppe mit 3 bis 24 Masseanteilen bezogen auf das Hartmetall, wobei das Bindemetall die aus der Hartstoffphase in Lösung gegangenen Metalle enthält sowie weitere Elemente, wie z. B. W, Mo, Cr, Al, Si, Mn oder Cu in fester Lösung oder als intermetallische Verbindung in Form submikroskopischer Ausscheidungen enthalten kann, **dadurch gekennzeichnet**, daß das Gefüge eine enge Verteilung der Hartstoffkorngröße aufweist, bei der die Sehnenlängenverteilung die Bedingung  $I_{95}/I_{50} \leq 2,5$  erfüllt, für den Medianwert  $I_{50}$  dieser Verteilung  $0,2 \leq I_{50} \leq 5 \mu m$  gilt und der Anteil der titanreichen  $\alpha'$ -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 15 Volumenanteile beträgt.
2. Hartmetall nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Sehnenlängenverteilung der Hartstoffphase die Bedingung  $I_{95}/I_{50} \leq 2$  erfüllt.
3. Hartmetall nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß für den Medianwert der Sehnenlängenverteilung  $I_{50}$   $0,5 \mu m \leq I_{50} \leq 1,5 \mu m$  gilt.
4. Hartmetall nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Anteil der titanreichen  $\alpha'$ -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 30 Volumenanteile beträgt.

## Anwendungsgebiet der Erfindung

Die Erfindung betrifft hilfsmetallgebundene Karbonitridhartmetalle, die als Sinterformteile insbesondere für die spanende Bearbeitung von Stahl Anwendung finden. Ebenso ist der Einsatz aus Werkzeugen dieser Legierung in der Umformtechnik möglich.

## Charakteristik der bekannten technischen Lösungen

Hilfsmetallgebundene Karbonitridlegierungen auf der Basis von (Ti,Mo) (C,N) als Härteträger und einer Nickel-Kobalt-Legierung als Binder sind als vorteilhafter Schneidwerkstoff für die Stahlbearbeitung bekannt (AT-PS 341 794). Nach der US-PS 4 120 719 führt eine teilweise Ersetzung des Titans durch Tantal zu einer Verbesserung der Eigenschaften. Auch Zusätze von Vanadiumkarbid und Aluminium, das eine Verfestigung des Binders durch Mischkristallbildung und Ausscheidungshärtung bewirkt, werden beschrieben (DE 2652392).

Die bekannten Hartmetalle auf der Basis von Titankarbonitrid bewähren sich vor allem auf dem Gebiet der Feinbearbeitung. Auch für leichte Schrupperarbeiten mit Vorschüben bis 0,5 mm/U finden sie Anwendung. Ein Nachteil dieser Karbonitridlegierungen besteht darin, daß sie für schwere Schnitte und Einsatzfälle mit starken Schnittunterbrechungen nicht geeignet sind. Die entscheidende Ursache für den bislang eingeengten Anwendungsbereich der oft als „Cermets“ bezeichneten Hartmetalle auf Karbonitridbasis ist in einer ungünstigen Kombination der Eigenschaften Warmhärte und Bruchzähigkeit zu sehen, d. h., daß nicht gleichzeitig eine hinreichend hohe Bruchzähigkeit und Warmhärte aufweisen.

## Ziel der Erfindung

Das Ziel der Erfindung ist es, Hartmetalle auf der Basis hilfsmetallgebundener Karbonitridhartstoffe so zu modifizieren, daß sie sich auch für Schrupperarbeiten und den schweren unterbrochenen Schnitt eignen.

## Darlegung des Wesens der Erfindung

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, die Bruchzähigkeit der Karbonitridhartmetalle ohne Einbuße von Warmhärte zu verbessern. Erfindungsgemäß wird diese Aufgabe für Hartmetalle auf der Basis von Titankarbonitrid der allgemeinen Zusammensetzung  $Ti_u Me_v Me_w (C_x N_y)_z$  mit  $u + v + w = 1$ ,  $x + y = 1$ ,  $0,80 \leq z \leq 1,03$ ,  $u \geq 0,6$ ,  $0,2 \leq v \leq 0,6$ , wobei Me für die Metalle Zr, Hf, Nb, Ta, V und Me für die Metalle W, Mo, Cr bzw. Mischungen dieser Metalle stehen, und einem Bindemetall aus der Eisengruppe mit 3 bis 25 Masseanteilen, wobei das Bindemetall neben den aus der Hartstoffphase in Lösung gegangenen Metallen weitere Elemente, wie z. B. W, Mo, Cr, Al, Si, Mn oder Cu in fester Lösung oder als intermetallische Verbindung in Form submikroskopischer Ausscheidungen, enthalten kann, dadurch gelöst, daß diese Hartmetalle ein Gefüge mit einer engen Verteilung der Hartstoffkorngröße aufweisen, bei der die Sehnenlängenverteilung die Bedingung  $I_{95}/I_{50} \leq 2,5$ , vorzugsweise  $I_{95}/I_{50} \leq 2,0$  erfüllt und für den Medianwert  $I_{50}$   $0,2 \mu m \leq I_{50} \leq 5 \mu m$ , vorzugsweise  $0,5 \mu m \leq I_{50} \leq 1,5 \mu m$  gilt. Dabei bedeuten  $I_{95}$  und  $I_{50}$  die Quantile der mit der bekannten Methode der Linearanalyse ermittelten anzahlbezogenen Summenhäufigkeitsverteilung der Hartstoffphase in der gesinterten Legierung, d. h. 95% aller gemessenen Sehnenlängen sind kleiner oder gleich dem Wert  $I_{95}$  bzw. 50% kleiner oder gleich  $I_{50}$ .

Bei der Linearanalyse sind elektronenmikroskopische Abbildungsverfahren zur Sicherung einer hinreichenden Vergrößerung zu verwenden.

Die Hartstoffphase von Titankarbonitridhartmetallen besteht im allgemeinen aus zwei Phasen, einer titan- und stickstofffreien  $\alpha'$ -Phase und einer  $\alpha''$ -Phase, in der sich die Metalle der 6. Nebengruppe des PSE anreichern. Erfindungsgemäß soll der Anteil der titanreichen  $\alpha'$ -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 15 Volumenanteile, vorzugsweise wenigstens 30 Volumenanteile betragen. Für das Schneidverhalten der Hartmetalle ist es dabei vorteilhaft, diesen Anteil der  $\alpha'$ -Phase so hoch als möglich zu halten.

Die Herstellung der erfindungsgemäßen Hartmetalle kann auf verschiedene Weise nach prinzipiell bekannten Verfahren erfolgen, wobei die Prozesse so zu steuern sind, daß die beschriebene enge Korngrößenverteilung der Hartstoffphase erhalten wird. Als vorteilhaft hat es sich dabei erwiesen, von einem Hartstoff mit einer engen Kristallitgrößenverteilung auszugehen. Überraschenderweise zeigt sich, daß Hartmetalle auf der Basis von Karbonitriden bei erfindungsgemäßer Einengung der Korngrößenverteilung der Hartstoffphase eine um bis zu  $3 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$  höhere Bruchzähigkeit aufweisen und die Eigenschaftskombination Warmhärte-Bruchzähigkeit von WC-TiC-TaC-Co-Hartmetallen erreichen. Bei Karbonitridhartmetallen nach dem Stand der Technik ist eine vergleichbare Steigerung der Warmhärte nur durch eine Erhöhung des Binderanteils möglich, die zu einem Abfall der Warmhärte um bis zu 100 Einheiten führt.

Die durch die erfindungsgemäße Korngrößenverteilung der Hartstoffphase erzielten Eigenschaftsverbesserungen führen bei Hartmetallen, die eine Verfestigung der Bindephase aufweisen, zu besonders günstigen Eigenschaften. Vorteilhaft erwiesen sich beispielsweise Hartmetalle mit einem Ni-Co-Binder und mit einer Gitterkonstante des Binders zwischen  $0,359 \text{ nm}$  und  $0,362 \text{ nm}$ , die einen hohen Gehalt an gelösten Metallen aus der Hartstoffphase (Ti, Mo, W usw.) anzeigen. Diesen hohen Lösungszustand erhält man besonders bei Hartstoffen mit reduziertem Nichtmetallanteil ( $0,85 \leq x \leq 0,92$ ) und erhöhtem Stickstoffanteil ( $0,35 \leq y \leq 0,5$ ). Die Erfindung wird in den nachfolgenden Ausführungsbeispielen näher erläutert.

#### Ausführungsbeispiele

1. Als Härteträger wird ein Titankarbonitrid der Zusammensetzung  $\text{TiC}_{0,75}\text{N}_{0,25}$  eingesetzt, dessen Kristallite eine Sehnennlängenverteilung mit den folgenden Merkmalen liefern: Medianwert  $l_{50} = 0,8 \mu\text{m}$ ,  $l_{05} = 2,0 \mu\text{m}$ ,  $l_{10} = 0,3 \mu\text{m}$ . Die Messung der Sehnennlängenverteilung erfolgte nach Einbettung des Pulvers in Kupfer an einer Schlifffläche. Dieses Karbonitrid wird mit Molybdän nach TGL 13791, Nickel nach TGL 12175//1, Kobalt, Sorte 1 nach TGL 243260/0 in den in Tab. 1 angegebenen Anteilen gemischt und unter Zusatz von 5% Hartparaffin in VR nach TGL 21766 als Preßhilfsmittel in einer Schwingmühle in Leichtbentin 48h gemahlen. Die Mischung wird im Vakuum getrocknet und anschließend homogenisiert. Die mit einem Preßdruck von  $300 \text{ MPa}$  hergestellten Biegebruchstäbe und Wendeschneidplatten werden entwachst und im Vakuum bei  $1450^\circ\text{C}$  und 30 min dichtgesintert. Die an diesen Legierungen der Bezeichnung 1-4 ermittelten Gefügekennwerte und mechanischen Eigenschaften gibt Tab. 2 wieder.

Dabei erfolgt die Messung der Warmhärte bei einer Temperatur von  $800^\circ\text{C}$  im Vakuum nach Vickers mit einer Last von  $108 \text{ N}$  und einer Belastungsdauer von  $20 \text{ s}$ . Die Messung der Bruchzähigkeit wird bei Raumtemperatur nach der ASTM-Norm E 399-74 durchgeführt. Der Vergleich mit den Legierungen 5 und 6, die nach dem in der AT-PS 341794 angegebenen Verfahren mit der Zusammensetzung von Legierung 3 hergestellt wurden, illustriert die durch die erfindungsgemäße Einengung der Korngröße des gesinterten Hartmetalls erzielbaren Eigenschaftsverbesserungen. In der Kombination Warmhärte-Bruchzähigkeit erreichen bzw. übertreffen die erfindungsgemäßen Legierungen die kommerzieller Hartmetalle auf der Basis WC-TiC-TaC-Co für die Anwendungsbereiche P10/P20 bzw. P30/P40.

Tab. 1: Zusammensetzung der Legierungen 1 bis 4 auf der Basis von  $\text{Ti}_{0,75}\text{N}_{0,25}$ .

| Nr. der Legierung | Zusammensetzung (Gewichtsant. in %) |      |      | Bemerkung             |
|-------------------|-------------------------------------|------|------|-----------------------|
|                   | Mo                                  | Ni   | Co   |                       |
| 1                 | —                                   | 10,7 | 10,7 |                       |
| 2                 | 5                                   | 10,3 | 10,3 |                       |
| 3                 | 10                                  | 10,0 | 10,0 |                       |
| 4                 | 15                                  | 9,6  | 9,6  |                       |
| 5                 | 10                                  | 10,0 | 10,0 | Vergleichssorten nach |
| 6                 | 10                                  | 10,0 | 10,0 | AT-PS 341 794         |

Tab.2: Gefügekenwerte, Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  und Warmhärte  $HV_{11-20}$  (800°C) der erfindungsgemäßen Legierung 1-4 im Vergleich zu W-freien Hartmetallen nach dem Stand der Technik und zwei kommerziellen WC-TiC-TaC-Co-Sorten

| Legierung | $\frac{V_{a'}}{V_{a'} + V_{a''}}$ | $\frac{l_{60}}{\mu m}$ | $\frac{l_{95}}{l_{50}}$ | $\frac{l_{10}}{\mu m}$ <sup>1)</sup> | $HV_{11-20}$ | $\frac{K_{Ic}}{MPa \sqrt{m}}$ |
|-----------|-----------------------------------|------------------------|-------------------------|--------------------------------------|--------------|-------------------------------|
| 1         | 1                                 | 1,28                   | 2,30                    | 0,5                                  | 480          | 12,3                          |
| 2         | > 0,3                             | 0,74                   | 2,26                    | 0,25                                 | 520          | 12,0                          |
| 3         | > 0,3                             | 0,67                   | 2,02                    | 0,22                                 | 490          | 11,9                          |
| 4         | > 0,3                             | 0,62                   | 1,94                    | 0,20                                 | 515          | 12,2                          |
| 5         | 0,2                               | 0,72                   | 2,70                    | 0,3                                  | 510          | 9,8                           |
| 6         | 0,1                               | 1,75                   | 2,94                    | 0,75                                 | 420          | 12,6                          |
| P 10/P 20 |                                   |                        |                         |                                      | 540          | 10,5                          |
| P 30/P 40 |                                   |                        |                         |                                      | 455          | 12,7                          |

1) Diese Angabe trägt nur orientierenden Charakter.

Entsprechend der Zielstellung erfolgte die Prüfung der Schneidleistung unter den folgenden Bedingungen des schweren Schnitts an Stahl C60N:

- Prüfbedingung 1: Glatter, trockner Schnitt  
Schnittgeschwindigkeit: 80 m/min  
Vorschub: 0,8 mm/U  
Schnitttiefe: 2,5 mm
- Prüfbedingung 2: Glatter, trockner Schnitt  
Schnittgeschwindigkeit: 60 m/min  
Vorschub: 1,4 mm/U  
Schnitttiefe: 10 mm
- Prüfbedingung 3: Bolzendrehversuch (Unterbrochener Schnitt)  
Mittlere Schnittgeschwindigkeit: 120 m/min  
Vorschub: 0,5 U/min  
Schnitttiefe: 1,5 mm

Die Prüfung erfolgte an Wendeschneidplatten der Form SNUM 150416-340 mit einer Phase (0,15 mm Breite, 15°) und gerundeten Schneidkanten.

Zur Ermittlung des Verschleißfortschritts wurde die mittlere Verschleißmarkenbreite  $\overline{VB}$  gemessen.

Beim Bolzendrehversuch wurde der Verschleiß nach jedem Durchgang, der jeweils einer vollen Überarbeitung der Stirnflächen der 4 rotierenden Bolzen entspricht, ermittelt.

Die Standzeit der erfindungsgemäßen Hartmetalle bis zum Erreichen einer mittleren Verschleißmarkenbreite von 0,4 mm unter Prüfbedingung 1 im Vergleich zu einer kommerziellen Sorte auf der Basis von  $TiC_{0,76}N_{0,26}$  mit vergleichbarem Bindervolumenanteil (Sorte A) sowie einer kommerziellen P30/P40-Sorte auf WC-Basis zeigt Tab.3.

Tab.3: Schneidleistung verschiedener Hartmetalle (Prüfbedingung 1)

| Legierung | Standzeit bis $\overline{VB} = 0,4$ mm (min) | Bemerkung      |
|-----------|----------------------------------------------|----------------|
| 1         | 25                                           |                |
| 2         | 35                                           |                |
| 3         | 40                                           |                |
| 4         | 40                                           |                |
| Sorte A   | 9                                            | Plast. Deform. |
| P 30/P 40 | 10                                           | Kolkverschleiß |

In Tab.4 ist die Schneidleistung der Legierungen unter der Prüfbedingung 2 dargestellt.

Tab.4: Schneidleistung verschiedener Hartmetalle (Prüfbedingung 2)

| Legierung | Standzeit bis $\overline{VB} = 0,4$ mm (min) | Bemerkung         |
|-----------|----------------------------------------------|-------------------|
| 1         | 20                                           | Plast. Deform.    |
| 2         | 30                                           |                   |
| 3         | 40                                           |                   |
| 4         | 40                                           |                   |
| Sorte A   | 2-3                                          | Schneideckenbruch |
| P 30/P 40 | 20                                           |                   |

Die Schneidleistungen im schweren unterbrochenen Schnitt (Prüfbedingung 3) zeigt Tab. 5.

Tab. 5: Schneidleistung verschiedener Hartmetalle (Prüfbedingung 3)

| Legierung | Verschleißmarkenbreite<br>nach 20 Durchgängen in mm | Bemerkung                       |
|-----------|-----------------------------------------------------|---------------------------------|
| 3         | 0,16                                                |                                 |
| Sorte A   |                                                     | Bruch nach ca.<br>5 Durchgängen |
| P 30/P 40 | 0,5                                                 |                                 |

Die Versuche belegen, daß durch die erfindungsgemäße Modifizierung des Gefüges eine Verbesserung der Schneidleistung bewirkt wird.

2. Ein Titankarbonitrid der Zusammensetzung  $\text{TiC}_{0,8}\text{N}_{0,4}$ , dessen Kristallitgrößenverteilung bei linearanalytischer Bewertung durch die folgenden Kenngrößen beschrieben wird:  $l_{50} = 0,74 \mu\text{m}$ ,  $l_{95} = 1,1 \mu\text{m}$ ,  $l_{10} = 0,4 \mu\text{m}$ , wird mit Masseanteilen Molybdän, Nickel und Kobalt, wie in Tab. 6 angegeben, auf den im Beispiel 1 angegebenen Weg vermisch und zu Preßlingen verarbeitet, die nach dem Entwaschen im Vakuum bei  $1475^\circ\text{C}$  und 30 min Sinterzeit dichtgesintert werden.

Tab. 6: Zusammensetzung der erfindungsgemäßen Legierungen 7 bis 10

| Legierung | Zusammensetzung in Gewichtsanteilen (%) |      |      |
|-----------|-----------------------------------------|------|------|
|           | Mo                                      | Ni   | Co   |
| 7         | —                                       | 10,7 | 10,7 |
| 8         | 5                                       | 10,3 | 10,3 |
| 9         | 10                                      | 10,0 | 10,0 |
| 10        | 15                                      | 9,6  | 9,6  |

Die Gefüge der so erhaltenen Legierungen 7 bis 10 und ihre mechanischen Kennwerte sind in Tab. 7 beschrieben.

Tab. 7: Gefügekennwerte, Bruchzähigkeit und Warmhärte erfindungsgemäßer Legierungen

| Legierung | $\frac{l_{50}}{\mu\text{m}}$ | $\frac{l_{95}}{l_{50}}$ | $\frac{V_{a'}}{V_{a'} + V_{a''}}$ | HV <sub>11-20</sub> (800 °C) | $\frac{K_{Ic}}{\text{MPa } \sqrt{\text{m}}}$ |
|-----------|------------------------------|-------------------------|-----------------------------------|------------------------------|----------------------------------------------|
| 7         | 1,25                         | 2,30                    | 1                                 | 460                          | 12,8                                         |
| 8         | 0,58                         | 1,80                    | > 0,3                             | 520                          | 12,7                                         |
| 9         | 0,56                         | 1,90                    | > 0,3                             | 550                          | 12,7                                         |
| 10        | 0,55                         | 1,93                    | > 0,3                             | 580                          | 12,5                                         |

Wie ein Vergleich der Werte von Tab. 2 und Tab. 7 zeigt, führt die Einengung der Korngrößenverteilung der Hartstoffphase auf Werte  $l_{95}/l_{50} \leq 2$  trotz sinkender mittlerer Korngröße zu einer weiteren Zähigkeitssteigerung. Der erhöhte Stickstoffgehalt der Hartstoffphase führt in Verbindung mit Molybdän zu einer Steigerung der Warmhärte, die durch Abdrängen von Molybdän in den Binder zu erklären ist.

Der erhöhte Lösungszustand der Legierungen 9 und 10, die sich durch eine besonders vorteilhafte Kombination von Warmhärte und Bruchzähigkeit auszeichnen, wird durch die Gitterkonstanten des Binders von  $0,362 \text{ nm}$  angezeigt.

Die Schneidleistungen unter der Prüfbedingung (siehe Beispiel 1) gibt Tab. 8 wieder.

Tab. 8: Schneidleistung erfindungsgemäßer Hartmetalle (Prüfbedingung 1)  
im Vergleich zu einer P 30/P 40-Sorte

| Legierung | Standzeit bis $\overline{VB} = 0,4 \text{ mm}$ in min | Bemerkungen    |
|-----------|-------------------------------------------------------|----------------|
| 7         | 5                                                     | Plast. Deform. |
| 8         | über 90                                               | Abbruch der    |
| 9         | über 90                                               | Versuche nach  |
| 10        | über 90                                               | 90 min         |
| P 30/P 40 | 10                                                    | Kolkverschleiß |

Bei den erfindungsgemäßen Hartmetallen trat unter diesen Spannungsbedingungen weder ein Plattenbruch auf noch wurden Schneidkantenausbrüche beobachtet. Die Legierungen 8, 9 und 10 wiesen gegenüber der P 30/P 40-Sorte eine deutlich verbesserte Standzeit auf.

3. Das Titankarbonitridhartstoffpulver aus Beispiel 1 wird mit 10 Masseanteilen Molybdän, 5 Masseanteilen Ni und 5 Masseanteilen Co nach dem in Beispiel 1 angegebenen Weg zu Hartmetall verarbeitet. Das Gefüge des dichtgesinterten Hartmetalls weist die folgenden Kennwerte auf:  $l_{95}/l_{50} = 2,12$ ,  $l_{50} = 0,71 \mu\text{m}$ .

Für Warmhärte und Bruchzähigkeit wurden ermittelt:

HV<sub>11-20</sub> (800 °C) = 630,  $K_{Ic} = 8,6 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ . Eine Legierung gleicher Zusammensetzung, die nach dem in der AT-PS 341 794 angegebenen Verfahren hergestellt wird, weist dagegen die folgenden Kennwerte auf:  $l_{95}/l_{50} = 2,67$ ,  $l_{50} = 0,8 \mu\text{m}$ ,

HV<sub>11-20</sub> (800 °C) = 640,  $K_{Ic} = 7,2 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ .