



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets



Veröffentlichungsnummer: **0 425 061 B1**

12

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

Veröffentlichungstag der Patentschrift: **13.07.94**

Int. Cl.⁵: **C22C 29/04**

Anmeldenummer: **90250269.9**

Anmeldetag: **22.10.90**

Hartmetall auf der Basis von Titankarbonitrid.

Priorität: **23.10.89 DD 333806**

Veröffentlichungstag der Anmeldung:
02.05.91 Patentblatt 91/18

Bekanntmachung des Hinweises auf die
Patenterteilung:
13.07.94 Patentblatt 94/28

Benannte Vertragsstaaten:
AT DE FR GB LU SE

Entgegenhaltungen:
FR-A- 2 311 098
US-A- 3 971 656
US-A- 4 120 719

Patentinhaber: **FRAUNHOFER-GESELLSCHAFT
ZUR FÖRDERUNG DER ANGEWANDTEN FOR-
SCHUNG E.V.**
Leonrodstrasse 54
D-80636 München(DE)

Erfinder: **Richter, Volkmar, Dr. rer. nat.**
Lübecker Strasse 105
O-8029 Dresden(DE)
Erfinder: **Kotsch, Heinz**
Hermann-Seidel-Strasse 24
O-8021 Dresden(DE)
Erfinder: **Klauss, Hans-Jörg**
Altenberger Strasse 32
O-8235 Kipsdorf(DE)
Erfinder: **Kubsch, Heidrun, Dr. rer. nat.**
Coschützer Höhe 8
O-8040 Dresden(DE)

Vertreter: **Rauschenbach, Marion, Dipl.-Ing.**
Patentanwältin
Sadisdorfer Weg 2 a
D-01189 Dresden (DE)

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

EP 0 425 061 B1

Beschreibung

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.

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 Feinarbeitung. Auch für leichte Schrupparbeiten 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 eingegrenzten 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.

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

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 $u+v+w=1$, $x+y=1$, $0,80 \leq z \leq 1,03$, $u \geq 0,6$; $0,2 \leq y \leq 0,6$, wobei Me für die Metalle Zr, Hf, Nb, Ta, V und Me' für die Metalle W, Mo, Cr bzw. Mischungen dieser Metalle steht, und einem Anteil von 3 bis 25 Masse % Bindemetall bezogen auf das Hartmetall, wobei das Bindemetall ein Metall aus der Eisengruppe ist, Welches 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 Hartstoffkorngroße aufweisen, bei der die Sehnenlängenverteilung die Bedingung $1_{95}/1_{50} \leq 2,5$, vorzugsweise $1_{95}/1_{50} \leq 2,0$ erfüllt und für den Medianwert 1_{50} $0,2 \mu m \leq 1_{50} \leq 5 \mu m$, vorzugsweise $0,5 \mu m \leq 1_{50} \leq 1,5 \mu m$ gilt.

Dabei bedeuten 1_{95} und 1_{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 1_{95} bzw. 50 % kleiner oder gleich 1_{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 stickstoffreichen α' -Phase und einer α'' -Phase, in der sich die Metalle der 6. Nebengruppe des PSE anreichern. Erfindungsgemäß soll der Anteil der titanreichen α' -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 α' -Phase so hoch wie 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 Korngößenverteilung 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 Korngößenverteilung der Hartstoffphase eine um bis zu 3 MPa $\sqrt{m}$ 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 Korngößenverteilung der Hartstoffphase erzielten Eigenschaftsverbesserungen führen bei Hartmetallen, die eine Verfestigung der Binderphase aufweisen, zu besonders günstigen Eigenschaften. Vorteilhaft erwiesen sich beispielsweise Hartmetalle mit einem Ni-Co-Binder und mit einer Gitterkonstante des Binders zwischen 0,359 nm und 0,362 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 ($0,85 \leq z \leq 0,92$) und erhöhtem Stickstoffanteil ($0,35 \leq y \leq 0,5$).

Die Erfindung wird in den nachfolgenden Ausführungsbeispielen näher erläutert.

5 Ausführungsbeispiele

1. Als Härteträger wird ein titankarbonitrid der Zusammensetzung $\text{TiC}_{0,75}\text{N}_{0,25}$ eingesetzt, dessen Kristallite eine Sehnenlängenverteilung mit den folgenden Markmalen liefern: Medianwert $1_{50} = 0,8 \mu\text{m}$, $1_{95} = 2,0 \mu\text{m}$, $1_{10} = 0,3 \mu\text{m}$. Die Messung der Sehnenlängenverteilung erfolgte nach Einbettung des Pulvers in Kupfer an einer Schlifffläche. Dieses Karbonitrid wird mit Molybdän nach TGL 13791, Nickel nach TGL 12175/01, Kobalt, Sorte 1 nach TGL 24326/0 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 Leichbenzin 48 h gemahlen. Die Mischung wird im Vakuum getrocknet und anschließend homogenisiert. Die mit einem Preßdruck von 300 MPa hergestellten Biegebruchstäbe und Wendeschneidplatten werden entwacht und im Vakuum bei 1450°C und 30 min dichtgesintert. Die an diesen Legierungen der Bezeichnung 1-4 ermittelten Gefügekenwerte und mechanischen Eigenschaften gibt Tab. 2 wieder.

Dabei erfolgt die Messung der Warmhärte bei einer Temperatur von 800°C im Vakuum nach Vickers mit einer Last von 108 N und einer Belastungsdauer von 20 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 341 794 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.

25

30

35

40

45

50

55

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

Nr. der Legierung	Zusammensetzung (Gewichtsanteil 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 AT-PS 341 794
6	10	10,0	10,0	

Tab. 2: Gefügekennwerte, 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	$V_{\alpha'}$ $V_{\alpha'} + V_{\alpha''}$	l_{80} μm	l_{75} μm	$l_{10^{1,2}}$ μm	HV_{11-20}	K_{IC} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
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
P10/P20					540	10,5
P30/P40					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

5

Prüfbedingung 3: Bolzendrehversuch (unterbrochener Schnitt)

mittlere Schnittgeschwindigkeit:	120 m/min
Vorschub:	0,5 U/min
Schnitttiefe:	1,5 mm

10

15

20

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 $TiC_{0,75}N_{0,25}$ mit vergleichbarem Bindervolumenanteil (Sorte A) sowie einer kommerziellen P30/P40-Sorte auf WC-Basis zeigt Tab. 3.

Tab. 3

25

30

Schneidleistung verschiedener Hartmetalle (Prüfbedingung 1)		
Legierung	Standzeit bis $\overline{VB} = 0,4$ mm (min)	Bemerkung
1	25	Plast. Deform. Kolkverschleiß
2	35	
3	40	
4	40	
Sorte A	9	
P30/P40	10	

35

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

Tab. 4

40

45

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
P30/P40	20	

50

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

55

Tab. 5

Schneidleistung verschiedener Hartmetalle (Prüfbedingung 3)		
Legierung	Verschleißmarkenbreite nach 20 Durchgängen in mm	Bemerkung
3	0,16	Bruch nach ca. 5 Durchgängen
Sorte A P30/P40	0,5	

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

2. Ein Titankarbonitrid der Zusammensetzung $\text{TiC}_{0,6}\text{N}_{0,4}$, dessen Kristallitgrößenverteilung bei linearanalytischer Bewertung durch die folgenden Kenngrößen beschrieben wird: $1_{50} = 0,74 \mu\text{m}$, $1_{95} = 1,1 \mu\text{m}$, $1_{10} = 0,4 \mu\text{m}$, wird mit Masseanteilen Molybdän, Nickel und Kobalt, wie in Tab. 6 angegeben, auf den im Beispiel 1 angegebenen Weg vermischt und zu Preßlingen verarbeitet, die nach dem Entwachsen im Vakuum bei 1475°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: Gefügekenwerte, Bruchzähigkeit und Warmhärte erfindungsgemäßer Legierungen

Legierung	1_{50} μm	1_{95} μm	$V_{\alpha'}$ $\frac{V_{\alpha'} + V_{\alpha''}}{V_{\alpha'} + V_{\alpha''}}$	HV ₁₁₋₂₀ (800°C)	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 $1_{95}/1_{50} \leq 2$ 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 Legierung 9 und 10, die sich durch eine besonders vorteilhafte Kombination von Warmhärte und Bruchzähigkeit auszeichnen, wird durch die Gitterkonstanten des Binders von 0,362 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 P30/P40-Sorte		
Legierung	Standzeit bis $\overline{VB} = 0,4 \text{ mm}$ in min	Bemerkungen
7	5	Plast. Deform.
8	über 90	Abbruch der Versuch nach 90 min
9	über 90	
10	über 90	
P30/P40	10	Kolkverschleiß

Bei den erfindungsgemäßen Hartmetallen trat unter diesen Spanungsbedingungen weder ein Plattenbruch auf noch wurden Schneidkantenausbrüche beobachtet. Die Legierungen 8, 9 und 10 wiesen gegenüber der P30/P40-Sorte eine deutliche verbesserte Standzeit auf.

3. Das Titankarbonitridharstoffpulver 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: $1_{95}/1_{50} = 2,12$, $1_{50} = 0,71 \mu\text{m}$.

Für Warmhärte und Bruchzähigkeit wurde ermittelt:

$HV_{11-20} (800^\circ\text{C}) = 630$, $K_{Ic} = 8,6 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$. Eine Legierung gleicher Zusammensetzung, die nach dem in der AT-PS 341 794 angegebenen Verfahren hergestellt wird, weist dagegen die folgenden Kennwerte auf: $1_{95}/1_{50} = 2,67$, $1_{50} = 0,8 \mu\text{m}$, $HV_{11-20} (800^\circ\text{C}) = 640$, $K_{Ic} = 7,2 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$.

Patentansprüche

- Hartmetall auf der Basis von Titankarbonitrid der allgemeinen Zusammensetzung $Ti_u Me_v Me'_w (C_x N_y)_z$ mit $u+v+w=1$, $x+y=1$, $0,80 \leq z \leq 1,03$; $u \geq 0,6$, $0,2 \leq y \leq 0,6$, wobei Me für die Metalle Zr, Hf, Nb, Ta, V und Me' für die Metalle W, Mo, Cr bzw. Mischungen dieser Metalle steht, und einem Anteil von 3 bis 25 Masse % Bindemetall bezogen auf das Hartmetall, wobei das Bindemetall ein Metall aus der Eisengruppe ist, welches 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 $1_{95}/1_{50} \leq 2,5$ erfüllt, für den Medianwert 1_{50} dieser Verteilung $0,2 \leq 1_{50} \leq 5 \mu\text{m}$ gilt und der Anteil der titanreichen α' -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 15 Volumen % beträgt.
- Hartmetall nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Sehnenlängenverteilung der Hartstoffphase die Bedingung $1_{95}/1_{50} \leq 2$ erfüllt.
- Hartmetall nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß für den Medianwert der Sehnenlängenverteilung 1_{50} $0,5 \mu\text{m} \leq 1_{50} \leq 1,5 \mu\text{m}$ gilt.
- Hartmetall nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß der Anteil der titanreichen α' -Phase am Gesamtvolumen der Hartstoffphase wenigstens 30 Volumenanteile beträgt.

Claims

- Hard alloy based on titanium carbonitride of the general composition $Ti_u Me_v Me'_w (C_x N_y)_z$ with $u + v + w = 1$, $x + y = 1$, $0,80 \leq z \leq 1,03$; $u \geq 0,6$; $0,2 \leq y \leq 0,6$, wherein Me represents the metals Zr, Hf, Nb, Ta, V and Me' represents the metals W, Mo, Cr or mixtures of these metals, and a proportion of from 3 to 25% by mass of binder metal referred to the hard alloy, wherein the binder metal is a metal of the iron group, which contains metals that have passed out of the hard material phase into solution and may also contain further elements as well, such as for example, W, Mo, Cr, Al, Si, Mn or Cu in

solid solution or as intermetallic compound in the form of submicroscopic deposits, characterised in that the structure has a narrow distribution of hard material particle sizes, wherein the particle diameter distribution fulfils the condition $l_{95}/l_{50} \leq 2.5$; the median value l_{50} of this distribution is in the range $0.2 \leq l_{50} \leq 5 \mu\text{m}$ and the proportion of titanium-rich α -phase of the total volume of the hard material phase is at least 15% by volume.

2. Hard alloy according to claim 1, characterised in that the particle diameter distribution of the hard material phase fulfils the condition $l_{95}/l_{50} \leq 2$.

3. Hard alloy according to claim 1, characterised in that the median value of the particle diameter distribution l_{50} is in the range $0.5 \mu\text{m} \leq l_{50} \leq 1.5$.

4. Hard alloy according to claim 1, characterised in that the proportion of the titanium-rich α -phase of the total volume of the hard material phase is at least 30 parts by volume.

Revendications

1. Métal dur à base de nitrure de titane et de carbone, de composition générale $\text{Ti}_u\text{Me}_v\text{Me}_w'(\text{C}_x\text{N}_y)_z$

avec $u + v + w = 1$, $y + x = 1$

$0,8 \leq z \leq 1,03$ $u \geq 0,6$

$0,2 \leq y \leq 0,6$

dans laquelle Me représente les métaux Zr, Hf, Nb, Ta, V et Me' représente les métaux W, Mo, Cr ou des mélanges de ces métaux et d'une quantité de 3 à 25 % de la masse de métal de cémentation rapporté au métal dur, pour lequel le métal de cémentation est un métal du groupe du fer, qui renferme les métaux qui viennent en solution à partir de la phase de substance durcie ainsi que d'autres éléments comme par exemple W, Mo, Cr, Al, Si, Mn ou Cu en solution solide ou peut renfermer comme substance intermétallique sous forme de précipitations submicroscopiques, caractérisé en ce que la structure possède une répartition étroite de taille de grains de substance durcie, dans laquelle la répartition des longueurs de fibres remplit la condition $l_{95}/l_{50} \leq 2,5$, pour la valeur médiane l_{50} de cette répartition, l'expression $0,2 \leq l_{50} \leq 5 \mu\text{m}$ est valable et la fraction de phase α riche en titane au volume total de la phase de substance durcie s'élève au moins à 15 % en volume.

2. Métal dur selon la revendication 1, caractérisé en ce que la répartition des longueurs de fibres de la phase de substance durcie satisfait la condition $l_{95}/l_{50} \leq 2$.

3. Métal dur selon la revendication 1, caractérisé en ce que pour la valeur médiane de la répartition de longueurs de fibre l_{50} , l'expression $0,5 \mu\text{m} \leq l_{50} \leq 1,5 \mu\text{m}$ est valable.

4. Métal dur selon la revendication 1, caractérisé en ce que la fraction de phase α riche en titane au volume total de la phase de substance durcie s'élève au moins à 30 parties en volume.