



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 600 03 877 T2 2004.02.05**

(12) **Übersetzung der europäischen Patentschrift**

(97) **EP 1 069 196 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **600 03 877.7**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **00 109 348.3**

(96) Europäischer Anmeldetag: **02.05.2000**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **17.01.2001**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **16.07.2003**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **05.02.2004**

(51) Int Cl.⁷: **C22C 29/04**
C22C 29/00

(30) Unionspriorität:

9901583 03.05.1999 SE

(73) Patentinhaber:

Sandvik AB, Sandviken, SE

(74) Vertreter:

**Dr. Weber, Dipl.-Phys. Seiffert, Dr. Lieke, 65183
Wiesbaden**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT,
LI, LU, MC, NL, PT, SE**

(72) Erfinder:

**Weinl, Gerold, 12552 Älvsjö, SE; Zwinkels, Marco,
16935 Solna, SE; Piirhonen, Anders, 12834
Skarpnäck, SE; Rolander, Ulf, 11264 Stockholm,
SE**

(54) Bezeichnung: **Ti(C,N) - (Ti,Ta,W) (C,N) - Co - Legierung für allgemeine Schneidwerkzeug Anwendungen**

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).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft einen gesinterten Körper einer Carbonitridlegierung mit Titan als Hauptkomponente, welche verbesserte Eigenschaften hat, besonders bei Verwendung als Schneidwerkzeugmaterial beim allgemeinen nachbearbeitenden Schneiden, das hohe Verformungsbeständigkeit in Verbindung mit relativ hoher Zähigkeit verlangt. Dies wurde durch Vereinigen einer Hartphase von spezieller chemischer Zusammensetzung auf Carbonitridbasis mit einer extrem lösungsgehärteten Bindephase auf Co-Basis erreicht. Die Bindephase hat Eigenschaften ähnlich denen der Bindephase von Materialien auf der Basis von WC-Co, ausgenommen dass es möglich war, die Lösungshärtung über den Punkt hinaus zu steigern, wo normalerweise eta-Phase auftreten würde.

[0002] Carbonitridlegierungen auf Titanbasis (siehe die in WO-A-98/51 830, WO-A-96/22 403 oder EP-B2-374 358 beschriebenen), sogenannte Cermets, werden mit pulvermetallurgischen Verfahren hergestellt und umfassen Carbonitridhartbestandteile, die in eine metallische Bindephase eingebettet sind. Die Körnung der Hartbestandteile hat allgemein eine komplexe Struktur mit einem Kern, der von einer Hülle anderer Zusammensetzung umgeben ist. Zusätzlich zu Titan werden Elemente der Gruppe VIa, normalerweise sowohl Molybdän als auch Wolfram, zugegeben, um die Benetzung zwischen Bindemittel und Hartbestandteilen zu erleichtern und so das Bindemittel mit Hilfe einer Lösungshärtung zu festigen. Elemente der Gruppe IVa und/oder Va, z. B. Zr, Hf, V, Nb und Ta, werden auch allen gewerblich verwendeten Legierungen, die heutzutage verfügbar sind, zugesetzt. Die carbonitridbildenden Elemente werden gewöhnlich als Carbide, Nitride und/oder Carbonitride zugegeben. Historisch gesehen war die Bindephase in Cermets Nickel, wahrscheinlich da Ti eine hohe Löslichkeit in Ni hat, um eine ausreichende Benetzung zu erleichtern und so einen niedrigen Porositätswert zu erhalten. Während der 1970er Jahre wurde ein Bindemittel von Kobalt und Nickel in fester Lösung eingeführt. Dies wurde wahrscheinlich durch verbesserte Rohmaterialqualität möglich, insbesondere durch einen niedrigeren Verunreinigungsgehalt an Sauerstoff. Heutzutage enthalten alle gewerblich verwerteten Legierungen 3 bis 25 Gew.% eines Bindemittels in fester Lösung mit relativen Anteilen von Co/(Co + Ni) im Bereich von 50 bis 75 Atom-%.

[0003] Cermets sind heute als Einsatzmaterial in der metallschneidenden Industrie bekannt. Im Vergleich mit Werkstoffen auf der Basis von WC-Co haben sie ausgezeichnete chemische Beständigkeit. Dies macht sie am meisten geeignet für Nachbearbeitung, die allgemein durch begrenzte mechanische Belastungen an der Schneidkante und hohe Oberflächenbearbeitungserfordernisse auf dem nachbearbeiteten Bestandteil gekennzeichnet sind. Unglücklicherweise leiden Cermets an einem unvorhersehbaren Verschleißverhalten. Im schlimmsten Fall endet die Werkzeugstandzeit durch Massenbruch, welcher zu ernsthafter Zerstörung von Arbeitsstücken führen kann sowie auch zur Zerstörung von Werkzeughalter und Maschine. Häufiger wird das Ende der Werkzeugstandzeit durch kleine Kantenlinienbrüche bestimmt, die die Oberflächenstruktur oder erhaltenen Abmessungen abrupt verändert. Gemeinsam für beide Zerstörungstypen ist, dass sie stochastischer Natur sind und ohne vorherige Warnung auftreten. Aus diesen Gründen haben Cermets einen relativ geringen Marktanteil, besonders in moderner, hochautomatisierter Produktion, die auf einen hohen Grad an Vorhersehbarkeit baut, um kostspielige Produktionsunterbrechungen zu vermeiden.

[0004] Der offensichtliche Weg zur Verbesserung der Vorhersagbarkeit in dem beabsichtigten Anwendungsgebiet wäre, die Zähigkeit des Materials zu erhöhen und mit einem größeren Sicherheitsrand zu arbeiten. Bislang war dies jedoch ohne gleichzeitige Reduzierung der Verschleiß- und Deformationsbeständigkeit des Materials in solchem Maße, welches die Produktivität wesentlich herabsetzt, noch nicht möglich.

[0005] Es ist ein Ziel der vorliegenden Erfindung, genau das obenbeschriebene Problem zu lösen. Es ist in der Tat möglich, ein Material mit wesentlich verbesserter Zähigkeit zu gestalten und herzustellen, während die Verformungs- und Verschleißbeständigkeit auf dem gleichen Wert wie bei herkömmlichen Cermets gehalten wird. Dies wurde erreicht, indem man mit dem Legierungssystem Ti-Ta-W-C-N-Co und der Kombination von Merkmalen, die in Anspruch 1 beschrieben sind, arbeitet. In diesem System wurde eine Reihe von Begrenzungen gefunden, die optimale Eigenschaften für den beabsichtigten Anwendungsbereich ergeben. Wie so oft, ist die Lösung nicht eine einzelne größere Veränderung, sondern eher eine glückliche Kombination der folgenden genauen Erfordernisse, die zusammen die erwünschten Eigenschaften ergeben.

1. Die herkömmliche Ni-haltige Bindephase wird durch einen Binder auf Co-Basis wie in WC-Co-Legierungen ersetzt, d. h. die chemisch beständige harte Phase von Cermets wird mit dem zähen Bindemittel von Hartmetallen kombiniert. Co und Ni verhalten sich während der Verformung wesentlich verschieden und lösen wesentlich unterschiedliche Mengen der einzelnen Carbonitridbildner. Aus diesen Gründen sind Co und Ni nicht untereinander austauschbar, wie dies früher allgemein angenommen wurde. Für Anwendungen, wie allgemeines Nachbearbeitungsdrehen von Stahl einschließlich leichtes unterbrochenes Schneiden und Profilieren oder leichtes Endbearbeitungsfräsen, liegt die erforderliche Co-Menge bei 9 bis 10,5 Atom-%.

2. Das Bindemittel muß genügend lösungsgehärtet sein. Dies erreicht man durch Gestaltung der Hartphase in solcher Weise, dass wesentliche Mengen von vorherrschend W-Atomen im Co gelöst werden. Es ist be-

kennt, dass Ti, Ta, C und N alle niedrige oder sehr niedrige Löslichkeit in Co haben, während W hohe Löslichkeit besitzt. So wird in diesem Legierungssystem das Bindemittel im wesentlichen eine feste Lösung von Co-W, wie im Falle von WC-Co-Legierungen, sein. Lösungshärtung wird gewöhnlich indirekt als relative magnetische Sättigung gemessen, d. h. als das Verhältnis der magnetischen Sättigung der Bindephase in der Legierung im Vergleich mit der magnetischen Sättigung einer gleichen Menge von reinem Kobalt. Für WC-Co-Legierungen nahe der Graphitgrenze bekommt man eine relative magnetische Sättigung von „eins“. Durch Abnahme des Kohlenstoffgehaltes der Legierung nimmt die Lösungshärtung zu und erreicht ein Maximum bei einer relativen magnetischen Sättigung von etwa 0,75. Unter diesem Wert wird eta-Phase gebildet und kann Lösungshärtung nicht mehr gesteigert werden. Für die Legierungen der vorliegenden Erfindung wurde gefunden, dass Lösungshärtung wesentlich weiter im Vergleich mit WC-Co-Legierungen getrieben werden kann, indem man einen relativ hohen N-Gehalt, einen hohen Ta-Gehalt und einen niedrigen Zwischenraumabgleich kombiniert. Der genaue Grund hierfür ist unbekannt, führt aber zu verbesserten Eigenschaften, wahrscheinlich da Wärmeausdehnung der Cermethartphase größer als für WC ist und somit eine höhere Lösungshärtung erforderlich ist, um Ermüdung durch plastische Verformung der Bindemittelphase während thermomechanischer Kreislaufführung zu vermeiden. Die relative magnetische Sättigung sollte unter 0,65 gehalten werden.

3. Um hohe Zähigkeit und Verformungsbeständigkeit mit guter Kantenlinienqualität zu kombinieren, wird allgemein ein Material mit einem hohen Bindephasengehalt, kombiniert mit einer kleinen Hartphasenkorngroße gefordert. Der herkömmliche Weg, die Korngröße in Cermets zu vermindern, war der, die Korngröße des Rohmaterials zu vermindern und den N-Gehalt zu erhöhen, um Kornwachstum zu verhindern. Für die Legierungen der vorliegenden Erfindung erwies sich jedoch ein hoher N-Gehalt allein nicht als ausreichend, um die erwünschten Eigenschaften zu erhalten. Die Lösung war stattdessen eine Kombination eines relativ hohen N-Gehaltes [N/CC + N] im Bereich von 35 bis 40 Atom-%] und ein Ta-Gehalt im Bereich von 4 bis 7 Atom-%, vorzugsweise 4 bis 5 Atom-%. Für Legierungen mit Bindemittel auf Co-Basis wird die Korngröße am besten durch Messung der Koerzitivkraft H_c bestimmt. Für die Legierungen nach der vorliegenden Erfindung sollte die Koerzitivkraft 14 bis 17 kA/m sein.

4. Innerhalb vernünftiger Grenzen beeinflusst die dem Material zugesetzte Menge von W die Eigenschaften nicht direkt. Der W-Gehalt sollte jedoch im Bereich von 3 bis 8 Atom-% liegen, um unannehmbar hohe Porosität zu vermeiden.

5. Das obenbeschriebene Material ist während des Sinterns extrem reaktiv. Unkontrollierte Sinterparameter, z. B. herkömmliches Vakuumsintern, können zu mehreren unerwünschten Wirkungen führen. Beispiele solcher Wirkungen sind große Zusammensetzungsgefälle zu der Oberfläche hin infolge der Wechselwirkung mit der Sinteratmosphäre und hohe Porosität infolge Gasbildung in der Legierung nach dem Porenverschuß. Somit erforderte die Produktion des Materials auch Entwicklung eines einzigartigen Sinterverfahrens, das in der EP-A-052 297 beschrieben ist, welche gleichzeitig hiermit eingereicht wird. Bei Verwendung dieses Verfahrens bekommt man ein Material, welches in vernünftigen Messgrenzen und statistischen Fluktuationen die gleiche chemische Zusammensetzung von der Mitte bis zur Oberfläche hat.

Beispiel 1

[0006] Pulver von Ti(C,N), WC, TaC und Co wurden vermischt, um die Mengenverhältnisse (Atomprozente) 37,0% i, 3,7 W, 4,5 Ta, 9,7 Co und ein N/(C + N)-Verhältnis von 38 Atom-% zu bekommen. Das Pulver wurde naß vermahlen, sprühtrocknet und zu Einsätzen TNMG160408-pf gepresst.

[0007] Einsätze im gleichen Stil wurden aus einem anderen Pulver produziert, welches eine wohlbekannte Type innerhalb des Anwendungsbereiches (P 10) ist. Diese Qualität (= Vergleichsprobe) hatte die folgende Zusammensetzung (in Atomprozenten): 33,8 Ti, 3,5 W, 1,4 Ta, 3,9 Mo, 2,6 V, 7,7 Co, 3,9 Ni und ein N/(C + N)-Verhältnis von 31 Atom-%.

[0008] Einsätze aus dem Vergleichspulver wurden in einem Standardverfahren gesintert, während die Einsätze nach der Erfindung nach dem Verfahren gesintert wurden, das in der SE 9 901 581-0 beschrieben ist.

[0009] **Fig. 1** zeigt eine mikroskopische Aufnahme eines Rasterelektronenmikroskops in Mikrostruktur, die man für die Einsätze erhält, die nach der Erfindung hergestellt wurden. Messungen von physikalischen Eigenschaften sind in der nachfolgenden Tabelle gezeigt.

	H_c, kA/m	Relative magnetische Sättigung	Dichte g/cm³	Porosität ISO 4505
Vergleichsprobe	n. a.	n. a.	7,02	A02 (A08 Mitte)
Erfindung	15,7	0,46	7,20	A04

[0010] Bemerke, dass die Koerzitivkraft und die relative magnetische Sättigung nichtrelevante Messungs-

techniken für Ni-haltige Legierungen sind, da in diesem Fall die Koerzitivkraft keine klare Kopplung zur Korngröße hat und relative magnetische Sättigung vorherrschend eine Messung aller anderen Elemente ist, die in dem Bindemittel zusätzlich zu Wolfram gelöst sind.

Beispiel 2

[0011] Schneidetests in einem hohe Zähigkeit fordernden Arbeitsstück wurden mit folgenden Schneiddaten durchgeführt:

Werkstückmaterial: SCR420H

V = 200 m/min, F = 0,2 mm/U, d. o. c. = 0,5 mm, Kühlmittel

Ergebnis: (Anzahl der Durchgänge vor dem Bruch, Mittelwert von vier Kanten))

Vergleichsprobe: 34

Erfindung: 92

Beispiel 3

[0012] Beständigkeit gegen plastische Verformung für beide Materialien wurde in einem Schneidtest bestimmt.

Arbeitsstückmaterial: SS2541

D.o.C. = 1 mm, f = 0,3 mm/U, Schneidzeit = 2,5 min

[0013] Das nachfolgende Ergebnis zeigt die Schneidgeschwindigkeit (m/min), wenn die Kanten plastisch verformt wurden (Mittelwert von zwei Kanten).

Vergleichsprobe: 175

Erfindung: 275

[0014] Aus den obigen Beispielen ist klar ersichtlich, dass im Vergleich mit einem bekannten Material die nach der Erfindung produzierten Einsätze wesentlich verbesserte Zähigkeit und Deformationsbeständigkeit haben.

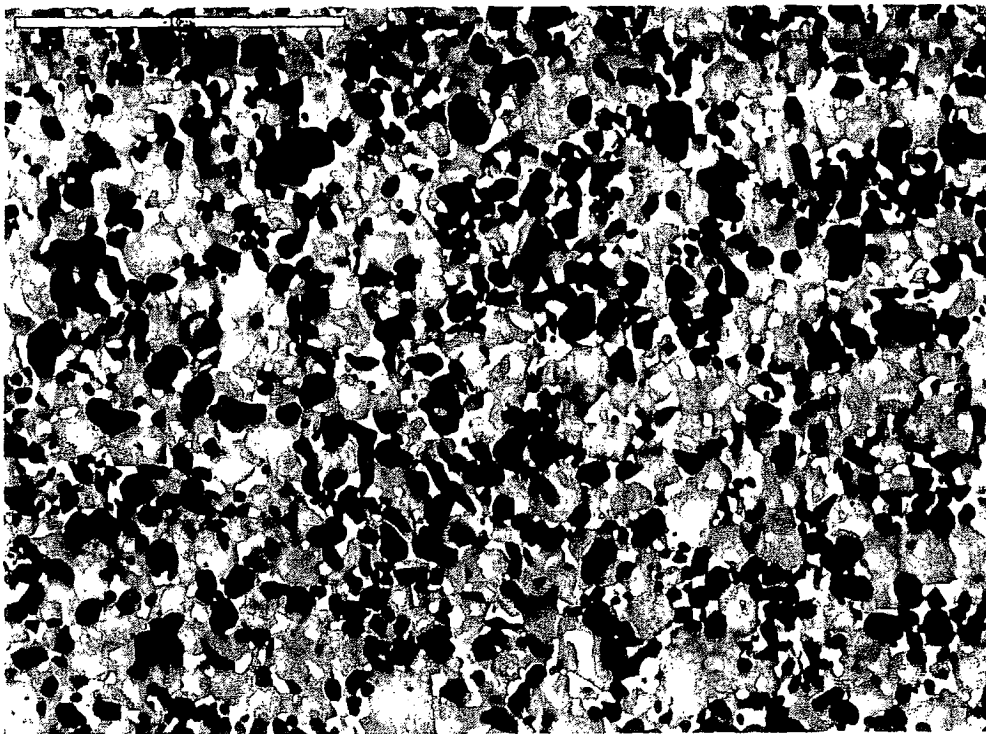
Patentansprüche

1. Gesinterter Carbonitridlegierungskörper auf Titanbasis, bestehend aus Ti, Ta, W, C, N und Co, der für Nachbearbeitungen geeignet ist, die hohe Verformungsbeständigkeit in Kombination mit relativ hoher Zähigkeit erfordern, wobei die Legierung 4 bis 7 Atom-% Ta und 3 bis 8 Atom-% W mit einem Verhältnis N/(C + N) im Bereich von 35 bis 40 enthält, worin die Gehalte an N und (C + N) in ihren Atomanteilen ausgedrückt sind, das Bindemittel von 9 bis 10,5 Atom-% Co mit nur Verunreinigungsmengen an Ni und Fe gebildet ist, das Co hauptsächlich durch W-Atome lösungsgehärtet ist, um eine relative magnetische Sättigung unter 0,65 zu erhalten, und der Legierungskörper in typischen Meßgrenzen und typischen statistischen Fluktuationen die gleiche chemische Zusammensetzung von der Mitte bis zur Oberfläche hin hat.

2. Carbonitridlegierung auf Titanbasis nach dem vorausgehenden Anspruch, dadurch gekennzeichnet, dass die Legierung 4 bis 5 Atom-% Ta enthält.

3. Carbonitridlegierung auf Titanbasis nach einem der vorausgehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass die Messung der Coerzitivkraft einen Wert oberhalb 14 bis 17 kA/m ergibt.

Es folgt ein Blatt Zeichnungen



4000x

Fig. 1