

(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
10. November 2022 (10.11.2022)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2022/233590 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

B22F 1/05 (2022.01) C22C 29/06 (2006.01)
B22F 1/054 (2022.01) C22C 29/08 (2006.01)
B22F 3/10 (2006.01) B22F 3/24 (2006.01)
B22F 3/14 (2006.01) B22F 5/00 (2006.01)
C22C 1/05 (2006.01) B22F 9/04 (2006.01)
C22C 1/10 (2006.01)

78628 Rottweil (DE). **CHMELIK, David**; Oberndorfer Str. 54, 78713 Schramberg (DE). **GEIGER, Michael**; c/o Betek GmbH & Co. KG, Sulgener Str. 21-23, 78733 Aichhalden (DE). **KRÄMER, Ulrich**; Leubach 6, 77709 Wolfach (DE). **HALLER, Alexander**; Mauritiusweg 8, 72108 Rottenburg (DE). **HILGERT, Tobias**; Eurgan Ritter Str. 15, 78713 Schramberg (DE).

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2022/060611

(22) Internationales Anmeldedatum:
21. April 2022 (21.04.2022)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
10 2021 111 371.7
03. Mai 2021 (03.05.2021) DE

(71) Anmelder: **BETEK GMBH & CO. KG** [DE/DE]; Sulgener Str. 21-23, 78733 Aichhalden (DE).

(72) Erfinder: **FRIEDERICH, Heiko**; Zuberemoosstr. 79/1, 78733 Aichhalden (DE). **PHILIPP, Britta**; Grundstr. 63,

(74) Anwalt: **HERRMANN, Jochen**; Königstr. 30, 70173 Stuttgart (DE).

(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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(54) Title: CEMENTED CARBIDE MATERIAL

(54) Bezeichnung: SINTERKARBID-MATERIAL

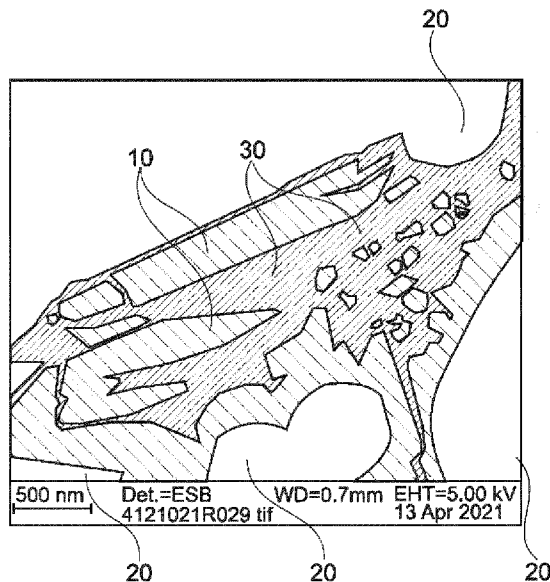


Fig. 3

(57) Abstract: The invention relates to a cemented carbide material, in particular a hard metal, comprising 70-95 wt.% tungsten carbide in dispersed form, and a binder phase, the binder phase comprising metallic binder material and intermetallic phase material, the proportion of metallic binder material in the cemented carbide material being 2-28 wt.%, the proportion of intermetallic phase material in the cemented carbide material being 2-28 wt.%, the metallic binder material comprising Co, the intermetallic phase material being formed according to the structural formula $(M,Y)_3(Al,X)$, where $M = Ni$, $Y = Co$ and/or another constituent, and $X = tungsten$ and/or other constituent. Such a cemented carbide material is characterised by particularly good resistance to wear.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft ein Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, mit 70-95 Gew.% Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial und intermetallisches Phasenmaterial aufweist, wobei der Anteil an metallischem Bindermaterial im Sinterkarbid-Material 2-28 Gew.% beträgt, wobei der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial im Sinterkarbid-Material 2-28 Gew.% beträgt, wobei das metallische Bindermaterial Co aufweist, wobei das intermetallische Phasenmaterial nach der Strukturformel $(M,Y)_3(Al,X)$ gebildet ist, wobei $M = Ni$, $Y = Co$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $X = Wolfram$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist. Ein solches Sinterkarbid-Material zeichnet sich durch eine besonders gute Verschleißbeständigkeit aus.

(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)

Sinterkarbid-Material

Die Erfindung betrifft ein Sinterkarbid-Material, insbesondere ein Hartmetall, mit 70-95 Gew.% Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase ein metallisches Bindermaterial, insbesondere Co, aufweist.

Aus EP 2 691 198 B1 sind ein solches Sinterkarbid-Material, nämlich ein Hartmetallkörper, und ein Verfahren zu dessen Herstellung beschrieben. Gemäß diesem bekannten Verfahren wird ein Pulver gemischt, aufweisend Grobkorn-Wolframkarbid, einen überstöchiometrischen Anteil von Kohlenstoff und Kobaltpulver. Zusätzlich wurde dem Pulver Wolfram in Pulverform beigegeben. Das Wolframpulver und das Kobaltpulver hatten eine mittlere Teilchengröße von ca. 1 µm. Das Grobkorn-Wolframkarbid hatte eine mittlere Teilchengröße von 40,8 µm.

Dann wurde dieses Pulver in einer Kugelmühle gemahlen und ihm Hexan und Paraffinwachs zugesetzt. Aus diesem Gemisch wurde ein Grünling gepresst und dieser Grünling anschließend gesintert. Anschließend an den Sintervorgang wurde das erhaltene Sinterkarbid-Material einer Wärmebehandlung unterzogen. Dabei wurde es auf 600 °C erwärmt und auf dieser Temperatur für 10 Stunden gehalten.

Nach einem anschließenden Abkühl-Vorgang wurde das Sinterkarbid-Material einer Analyse unterzogen. Dabei hat sich gezeigt, dass das Sinterkarbid-Material in der Binderphase Nanopartikel aufweist, wobei die Nanopartikel eine Größe kleiner 10 nm aufweisen. Die Nanopartikel waren durch die Eta-Phase ($\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$) oder ($\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$) oder die Theta-Phase ($\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$) gebildet. Die Korngröße der Nanopartikel betrug kleiner 10nm.

Es hat sich gezeigt, dass mit den Nanopartikeln eine Verstärkung der Binderphase einhergeht. Damit kann die Härte des Sinterkarbid-Materials gesteigert werden. Nachteilig bei diesen Werkstoffen ist die mangelnde thermische Stabilität der Nanopartikel. Dadurch eignen sie sich nur bedingt für Hochtemperaturanwendungen bzw. für Anwendungen bei denen ein hoher Temperatureintrag entsteht.

Bei der Gesteinsbearbeitung sowie beim Asphalt- und Betonfräsen entstehen, aufgrund von Reibung, an der Werkzeugoberfläche sehr hohe Temperaturen. Der Hartstoff Wolframcarbid besitzt bei diesen Temperaturen eine hohe Warmhärte und ist davon nicht sehr beeinflusst. Allerdings fällt die Festigkeit des metallischen Binders bei diesen Temperaturen dramatisch ab. Die reduzierte Festigkeit des metallischen Binders führt in Folge der Beanspruchung durch den Einsatz zu einem erhöhtem Abrasiv-Verschleiß und oder zu einer Extrusion der Binderphase. In Folge dessen können die Wolframkarbidkörner nicht mehr im Hartmetall gehalten werden.

Es ist Aufgabe der Erfindung, ein Sinterkarbid-Material, insbesondere ein Hartmetall, bereitzustellen, welches eine verbesserte Verschleißbeständigkeit und gleichzeitig eine hohe Bruchfestigkeit aufweist.

Diese Aufgabe der Erfindung wird mit den Merkmalen des Anspruchs 1 gelöst. Demgemäß wird ein Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, vorgeschlagen, mit 70-95 Gew.% Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial und zumindest in einem Teilbereich des Sinterkarbid-Materials intermetallisches Phasenmaterial aufweist, wobei der Anteil an metallischem Bindermaterial im Sinterkarbid-Material 1-28 Gew.% beträgt, wobei der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial im Sinterkarbid-Material 1-28 Gew.% beträgt, wobei das metallische Bindermaterial Co aufweist, und wobei das intermetallische Phasenmaterial nach der Strukturformel $(M,Y)_3(Al,X)$ gebildet ist, wobei $M = Ni$ ist, $Y=Co$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $X=Wolfram$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist.

Gemäß der Erfindung wird mithin ein Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, vorgeschlagen, welches eine verstärkte Binderphase aufweist. Die Verstärkung der Binderphase erfolgt über das intermetallische Phasenmaterial. Das intermetallische Phasenmaterial bildet eine kristalline Einlagerung in dem metallischen Binder.

Dieses intermetallische Phasenmaterial hat im Vergleich zu dem metallischen Bindermaterial, in dem es eingelagert ist, eine deutlich höhere Festigkeit. An der Oberfläche des Sinterkarbid-Materials, die dem Verschleißangriff ausgesetzt ist,

verringert das intermetallische Phasenmaterial eine Erosion bzw. Extrusion des metallischen Bindermaterials, wenn dieses, beispielsweise in einem Bodenbearbeitungswerkzeug, eingesetzt wird.

Durch die Bewegung des Bodenbearbeitungswerkzeugs und dem gelösten Bodenmaterial sowie dem verbleibenden Bodenmaterial entsteht eine abrasive und mechanische Belastung des Sinterkarbid-Materials. Dabei stellen die Wolframkarbid-Körner diesem Verschleißangriff einen ausreichenden Verschleißwiderstand entgegen. Problematisch ist hier das Bindematerial, welches gegenüber dem Wolframkarbid eine deutlich geringere Festigkeit ausweist. Da nun erfindungsgemäß in der Binderphase das intermetallische Phasenmaterial integriert ist, wird eine schnelle Erosion bzw. Extrusion des metallischen Bindermaterials verhindert.

Zudem hat sich überraschenderweise gezeigt, dass das intermetallische Phasenmaterial auch die innere Struktur des Sinterkarbid-Materials verstärkt. Kommt es zu starken schlagartigen Beanspruchungen, so verringern oder verhindern die Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials ein Abgleiten der Wolframkarbid-Teilchen im Bereich der sie verbindenden Binderphase und somit eine übermäßige plastische Verformung der Binderphase. Insbesondere stützen sich hierbei die einzelnen Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials gegeneinander ab. Dies hat insbesondere bei hohen Werkzeug-Einsatztemperaturen einen erheblichen Vorteil, da bei solchen Temperaturen die Festigkeit des Kobalts in der Binderphase zwar reduziert wird, das intermetallische Phasenmaterial dennoch zuverlässig eine ausreichende Stützwirkung für das Bindematerial bietet.

Insgesamt hat sich gezeigt, dass mit der erfindungsgemäßen Lösung eine erhebliche Steigerung der Verschleißfestigkeit des Sinterkarbid-Materials erreicht werden kann. Versuche haben ergeben, dass beispielsweise die Verwendung des erfindungsgemäßen Sinterkarbid-Materials in Form einer Schneidspitze eines Rundschaftmeißels für Straßenfräsmaschinen, eine bis zu 50 % höhere Verschleißfestigkeit ergibt! Dabei hat sich gezeigt, dass eine derart deutliche Erhöhung der Verschleißfestigkeit, sowohl beim Fräsen von Asphalt-, als auch von Beton- Fahrbahnflächen erreicht werden kann.

Mit dem erfindungsgemäßen Sinterkarbid-Material können insbesondere die Arbeitsbereiche von Werkzeugen zum Bearbeiten, Lösen, Fördern und Verarbeiten von pflanzlichen oder mineralischen Materialien oder Baustoffen insbesondere im Bereich der Land- oder Forstwirtschaft bzw. Straßen-, Berg- oder Tunnelbau gestaltet werden.

Der Anteil an metallischem Bindermaterial im Sinterkarbid-Material beträgt gemäß der Erfindung 1-28 Gew. %, vorzugsweise 1-19 Gew. %. Dabei kann, neben unvermeidbaren Verunreinigungen, der gesamte Anteil oder nahezu der gesamte Anteil dieses metallischen Bindermaterials von Co gebildet sein.

Denkbar ist es auch, dass, neben unvermeidbaren Verunreinigungen, das Bindermaterial neben Co weitere Bestandteile, insbesondere gelöstes W, C, Ni, Al und/oder Fe, aufweist.

Gemäß der Erfindung wird das intermetallische Phasenmaterial nach der Strukturformel $(M,Y)_3 (Al,X)$ gebildet, wobei $M = Ni$, $Y=Co$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $X=$ Wolfram und/oder ein sonstiger Bestandteil ist.

Vorzugsweise ist es so, dass zumindest bei der überwiegenden Anzahl der Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials $Y = Co$ ist und $X = W$ ist.

Zusätzlich kann es so sein, dass bei einigen oder allen Kristallgittern (Al,X) derart vorliegt, dass X sowohl in Form von W als auch von Mo und/oder Nb und/oder Ti und/oder Ta und/oder Cr und/oder V vorliegt.

Gemäß der Erfindung kann es vorgesehen sein, dass die Binderphase zwei oder mehrere intermetallische Phasenmaterialien oder nur ein einziges intermetallisches Phasenmaterial aufweist.

Liegen zwei oder mehrere Phasenmaterialien vor, so beträgt der Gesamtanteil aller intermetallischen Phasenmaterialien erfindungsgemäß gleichwohl im Sinterkarbid-Material bei 1-28Gew%.

Ein erfindungsgemäßes Sinterkarbid-Material kann dadurch gekennzeichnet sein, dass der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase im Bereich zwischen 25 Gew. % und 70 Gew. %, vorzugsweise 30 Gew. % und 70 Gew. %, weiter vorzugsweise im Bereich zwischen 35 Gew. % und 60 Gew. %, besonders bevorzugt im Bereich zwischen 40 Gew. % bis 50 Gew. %, beträgt.

Mit anderen Worten kann beispielsweise bei einem Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase im Bereich zwischen 30 Gew.% und 70 Gew.% der verbleibende Anteil der Binderphase im Bereich zwischen 70 Gew.% und 30 Gew.% von dem metallischem Bindermaterial gebildet sein, welches entsprechend den vorstehenden Ausführungen Co und gegebenenfalls weitere Bestandteile beinhalten kann.

Im Bereich eines Anteils an intermetallischem Phasenmaterial zwischen 30 Gew. % und 70 Gew. % werden Sinterkarbid-Materialien gebildet, die sich über einen breiten Anwendungsbereich zum Verschleißschutz von Bauteilen einsetzen lassen. Beispielsweise können Verschleißschutzanwendungen verwirklicht werden, bei denen das Sinterkarbid-Material zur Verschleiß-Panzerung von Oberflächen, beispielsweise von Siebträgern in Hochleistungssieben, beispielsweise bei der Aufbereitung von Ölsand, einsetzen lassen. Denkbar sind auch erfindungsgemäße Anwendungen, bei denen die Oberflächen von Bodenbearbeitungswerkzeugen mit dem Sinterkarbid-Material, zumindest bereichsweise, belegt sind.

Ein erfindungsgemäßes Sinterkarbid-Material kann auch dadurch gekennzeichnet sein, dass der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase im Bereich zwischen 35 Gew. % und 60 Gew. % beträgt. Mit anderen Worten wird der verbleibende Anteil der Binderphase im Bereich zwischen 65 Gew.% und 40 Gew.% von dem metallischem Bindermaterial gebildet, welches entsprechend den vorstehenden Ausführungen Co und gegebenenfalls weitere Bestandteile beinhalten kann. Im Bereich eines Anteils an intermetallischem Phasenmaterial zwischen 35 Gew. % und 60 Gew. % werden Sinterkarbid-Materialien gebildet, mit denen anspruchsvolle Bodenbearbeitungswerkzeuge geschaffen werden können, bei denen auch starke stoßartige Belastungen häufig auf das Werkzeug einwirken. Beispielsweise können hierbei Baggerzähne von Baggerschaufeln, Werkzeuge von

Brechern, Schreddern, Mulchern, Fräsen, Bohren mit einem oder mehreren solcher Sinterkarbid-Materialien bestückt sein.

Ein erfindungsgemäßes Sinterkarbid-Material kann auch dadurch gekennzeichnet sein, dass der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase im Bereich zwischen 40 Gew. % und 50 Gew. % beträgt. Mit anderen Worten wird der verbleibende Anteil der Binderphase im Bereich zwischen 60 Gew.% und 50 Gew.% von dem metallischem Bindermaterial gebildet, welches entsprechend den vorstehenden Ausführungen Co und gegebenenfalls weitere Bestandteile beinhalten kann. Im Bereich eines Anteils an intermetallischem Phasenmaterial zwischen 40 Gew.% und 50 Gew.% werden Sinterkarbid-Materialien gebildet, mit denen Hochleistungswerkzeuge, beispielsweise Schneidelemente für die Bodenbearbeitung, insbesondere Rundschaftmeißel, Bohrspitzen für Erdbohrer oder landwirtschaftliche Bodenbearbeitungswerkzeuge (Pflugschare, Grubberspitzen, Kreiseleggenzinken...), geschaffen werden können. Denkbar ist es dabei, dass beispielsweise die Schneidspitze solcher Rundschaftmeißel von einem, aus dem erfindungsgemäßen Sinterkarbid-Material gefertigten, Materialkörper besteht.

Erfindungsgemäß kann es vorgesehen sein, dass das metallische Bindermaterial und/oder das intermetallische Phasenmaterial Nb und/oder Ti und/oder Ta, und/oder Mo und/oder V und/oder Cr aufweist, wobei vorzugsweise eines oder mehrere dieser Materialien in der gelösten Form in der Binderphase und/oder in der Karbidform in der Binderphase vorliegt.

Denkbar ist es jedoch auch, dass einer oder mehrere der vorgenannten Bestandteile in das Kristallgitter zumindest eines Teils des intermetallischen Phasenmaterials integriert ist/sind. Beispielsweise nimmt das Titanatom (oder ein anderes Material der vorgenannten Gruppe) im Kristallgitter des intermetallischen Phasenmaterials den Gitterplatz des Al bzw. W ein und erhöht, wie W die Ausscheidungstemperatur für das intermetallische Phasenmaterial. Dadurch kann zum einen das intermetallische Phasenmaterial effektiver ausgeschieden werden da der Start der Ausscheidungen bereits bei höheren Temperaturen stattfindet und hier die Diffusionsgeschwindigkeit deutlich höher ist. Weiterhin ist es so, dass durch diese Maßnahme der Sintervorgang hinsichtlich des Kohlenstoffanteils stöchiometrisch eingestellt werden

kann, da das Titan (oder das andere oben genannte Material) die Aufgabe des Wolframs übernimmt. Zum anderen kann durch diese Maßnahme die Warmfestigkeit des Sinterkarbid-Materials deutlich gesteigert werden.

Gemäß einer Gestaltungsvariante der Erfindung kann es vorgesehen sein, dass der Kohlenstoffanteil stöchiometrisch oder auch unterstöchiometrisch eingestellt ist. Mit dieser Maßnahme werden Graphitausscheidungen im gesinterten Werkstoff durch überstöchiometrischen Kohlenstoffanteil unterbunden bzw. minimiert. Die Erfinder haben erkannt, dass sich solche Einlagerungen nachteilig auf die Bruchfestigkeit des Sinterkarbid-Materials auswirken.

Erfindungsgemäß kann es insbesondere vorgesehen sein, dass der Kohlenstoffanteil in dem Sinterkarbid-Material im Bereich zwischen:

$C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,003 \cdot \text{Bindergehalt}$ (Gew.%) und $C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,012 \cdot \text{Bindergehalt}$ Gew.% beträgt,

vorzugsweise im Bereich zwischen:

$C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,005 \cdot \text{Bindergehalt}$ (Gew.%) und $C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,01 \cdot \text{Bindergehalt}$ Gew. %, beträgt.

Erfindungsgemäß kann es auch vorgesehen sein, dass der Anteil an Mo und/oder Nb und/oder Ti und/oder Ta und/oder Cr und/oder V in der Binderphase ≤ 15 at% beträgt. Die vorstehend genannten Elemente bilden zwar grundsätzlich Karbide. Im Rahmen der Erfindung kann es nun vorgesehen sein, dass die Materialzusammensetzung so gewählt ist, dass diese Elemente, entsprechend dem Löslichkeitsprodukt und Ihrer Affinität zum Kohlenstoff in geringer Menge in der intermetallischen Binderphase gelöst sind und sie können somit mit in das Kristallgitter des intermetallischen Phasenmaterials eingebaut werden und/oder in der metallischen Binderphase gelöst sein. Ist ein Sinterkarbid-Material gewünscht, das eine hohe Zähigkeit der Binderphase aufweist, dann sollte der Anteil der Karbid-Form klein gehalten werden. Die Materialien sollten dann in Summe in einem Anteil ≤ 15 at% vorliegen.

Vorteilhafterweise kann es vorgesehen sein, dass die Koerzitivfeldstärke H_{CM} des Sinterkarbid-Materials beträgt:

$$H_{CM} \text{ [kA/m]} > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 4 \text{ [kA/m]},$$

$$\text{vorzugsweise } H_{CM} \text{ [kA/m]} > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 6 \text{ [kA/m]},$$

$$\text{besonders bevorzugt } H_{CM} \text{ [kA/m]} > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 10 \text{ [kA/m]},$$

wobei B der Anteil des metallischen Binderphasematerials in der Binderphase oder des metallischen Binderphasematerials zuzüglich des intermetallischen Phasenmaterials im Sinterkarbid-Material in Gew% ist und D die Korngröße des dispergierten WC, ermittelt nach dem Linienschnittverfahren gemäß DIN ISO 4499, Teil 2 ist.

Bei gängigen Hartmetallen, mit Co in der Binderphase und ohne intermetallisches Phasenmaterial wird die Koerzitivfeldstärke üblicherweise herangezogen, um bei gegebenem Bindergehalt indirekt die mittlere Korngröße des WC zu ermitteln. Erfindungsgemäß bewirkt das intermetallische Phasenmaterial eine deutliche Erhöhung der Koerzitivfeldstärke. Damit kann die Koerzitivfeldstärke indirekt als Maß der Verstärkung der Binderphase infolge des eingelagerten intermetallischen Phasenmaterials gewertet werden. Je höher die Koerzitivfeldstärke ist, desto größer ist die Gesamt-Grenzfläche zwischen metallischem Bindermaterial, intermetallischem Phasenmaterial und WC. Eine hohe Anzahl an ausgeschiedenem intermetallischem Phasenmaterial führt zu einer guten Abstützung der einzelnen Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials gegeneinander in der Binderphase, insbesondere bei hohen Temperaturen (insbesondere bei hohen Werkzeug-Einsatztemperaturen).

Koerzitivfeldstärken des Sinterkarbid-Materials $H_{CM} \text{ [kA/m]} > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 4 \text{ [kA/m]}$ können vornehmlich genutzt werden, für die oben erwähnten Verschleißschutzanwendungen, beispielsweise für Verschleißpanzerungen.

Koerzitivfeldstärken des Sinterkarbid-Materials vorzugsweise $H_{CM} \text{ [kA/m]} > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 6 \text{ [kA/m]}$ können vornehmlich genutzt werden, für die oben erwähnten anspruchsvollen Bodenbearbeitungswerkzeuge.

Koerzitivfeldstärken des Sinterkarbid-Materials vorzugsweise $H_{CM} [kA/m] > (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 10 [kA/m]$ können vornehmlich genutzt werden, für die oben erwähnten Hochleistungswerkzeuge.

Gemäß einer Ausgestaltungsvariante der Erfindung kann es auch vorgesehen sein, dass die Koerzitivfeldstärke des Sinterkarbid-Materials um 20 % höher ist als die Koerzitivfeldstärke eines Hartmetallkörpers, der die gleiche Zusammensetzung und WC Korngröße wie das Sinterkarbid-Material aufweist, wobei die Binderphase alleine aus metallischem Binder gebildet ist; dieser jedoch kein intermetallisches Phasenmaterial aufweist.

Ein Hartmetall-Körper, der die gleiche Zusammensetzung aufweist, ist mithin ein Hartmetall-Körper, mit 70-95 Gew.% Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial ohne intermetallisches Phasenmaterial aufweist, wobei der Anteil an metallischem Bindermaterial im Sinterkarbid-Material 5 - 30 Gew.% beträgt und das Bindermaterial im Übrigen die gleiche oder annähernd die gleiche Zusammensetzung aufweist, wie das Bindermaterial des erfindungsgemäßen Sinterkarbid-Materials.

Beispielsweise kann in diesem Zusammenhang ein erfindungsgemäßes Sinterkarbid-Material benannt werden, welches als Hartstoffmaterial Wolframkarbid in dispergierter Form und einen Kobaltbinder aufweist.

Wie dies oben erwähnt wurde, gibt die Koerzitivfeldstärke indirekt den Gehalt/Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase an. Somit wird mit der Koerzitivfeldstärke indirekt der Grad der Verstärkung der Binderphase angegeben.

Im Rahmen der Erfindung kann das Sinterkarbid-Material so gestaltet sein, dass die Warmdruckfestigkeit des Sinterkarbid-Materials bei einer Temperatur von 800 °C und einer Dehnrates von $0,001 [1/s] \geq 1650 [MPa]$ beträgt und/oder dass die Warmdruckfestigkeit des Sinterkarbid-Materials bei einer Temperatur von 800 °C und einer Dehnrates von $0,01 [1/s] \geq 1600 [MPa]$ beträgt (Messung für einen zylindrischen Probekörper mit Durchmesser 8 mm und Höhe 12 mm). Mit einem solchen Sinterkarbid-Material können, insbesondere Schneidspitzen für Strassenfräsmeißel,

gefertigt werden, bei denen der Anteil an metallischem Bindermaterial in der Binderphase 5-7 Gew.% und der Anteil an WC im Bereich von 93-95 Gew.% beträgt, wobei vorzugsweise hier WC in Grobkornform mit einer mittleren Teilchengröße im Bereich zwischen 2-5µm vorliegt.

Im Rahmen der Erfindung zeigen sich die oben beschriebenen vorteilhaften Effekte besonders ausgeprägt bei Grobkorn-Hartmetall. In einer bevorzugten Ausgestaltungsvariante der Erfindung ist es daher vorgesehen, dass das dispergierte Wolframkarbid im Sinterkarbid-Material in Kornform mit einem mittleren Teilchendurchmesser, gemessen nach DIN ISO 4499 Teil 2, im Bereich zwischen 1 und 15 µm, vorzugsweise im Bereich zwischen 1,3 und 10 µm, besonders bevorzugt im Bereich zwischen 1,3 und 2,5 µm oder im Bereich zwischen 2,5 und 6 µm, vorliegt.

Vorzugsweise ist es vorgesehen, dass der maximale Anteil an Fe in der Binderphase 5 Gew% beträgt und/oder dass im Bindermaterial sonstige unvermeidbare Verunreinigungen vorliegen.

Wenn vorgesehen ist, dass die intermetallische Phase $(M,Y)_3(Al,X)$ eine Kristallstruktur $L1_2$ (Raumgruppe 221) gemäß ICSD (Inorganic Crystal Structure Database) aufweist, dann ergibt sich eine Gefügestruktur in der Binderphase, bei der sich die Kristalle der intermetallischen Phasen gleichmäßig verteilen und effektiv im metallischen Bindermaterial gegeneinander abstützen können, wenn der Sinterkarbid-Körper starken Belastungen ausgesetzt ist.

Vorzugsweise ist es für den Einsatzzweck, bevorzugt von Boden-Bearbeitungswerkzeugen, vorgesehen, dass das intermetallische Phasenmaterial eine maximale Größe von 1500nm, vorzugsweise eine maximale Größe von 1000nm, aufweist.

Gemäß einer bevorzugten Ausgestaltungsvariante der Erfindung kann es vorgesehen sein, dass das Sinterkarbid-Material frei oder möglichst frei von Eta-Phase und/oder Al_2O_3 ist. Die Erfinder haben erkannt, dass der maximale Anteil der Eta-Phase oder der maximale Anteil von Al_2O_3 maximal 0,6 Vol% bezogen auf das

gesamte Sinterkarbidmaterial betragen soll. Liegen im Sinterkarbid-Material beide Stoffe vor, so ist es vorteilhaft, wenn die Summe von Eta-Phasenmaterial und von Al_2O_3 maximal 0,6 Vol. % beträgt.

Die Partikelgröße von Al_2O_3 und/oder des Eta-Phasenmaterials beträgt vorteilhafterweise maximal 5-mal der mittleren WC-Korngröße, wobei die mittlere WC-Korngröße und die Partikelgröße von Al_2O_3 und/oder des Eta-Phasenmaterials über das Linienschnittverfahren (nach DIN ISO 4499 Teil 2) ermittelt werden kann.

Über die Eta-Phase bzw. Al_2O_3 kann die Zähigkeit des Sinterkarbid-Materials negativ beeinflusst werden. Bei höheren Eta-Phasenanteilen ist das Sinterkarbid-Material nur noch bedingt für die Verwendung in anspruchsvollen Bodenbearbeitungswerkzeugen geeignet. Gleiches gilt auch für Al_2O_3 .

Wie dies vorstehend beschrieben wurde, kann es sich bei dem Sinterkarbid-Material um ein Hartmetall mit einer verstärkten Binderphase handeln. Diese Verstärkung erfolgt durch die Ausscheidung von intermetallischem Phasenmaterial während der Abkühlung im Sinterprozess.

Zur Fertigung eines erfindungsgemäßen Hartmetalls kann eine nominelle Zusammensetzung bei der Einwaage der Rohstoffe von 70-95 Gew. % WC, 1-28 Gew. % metallischem Binder und 1-28 Gew% intermetallischer Phase gewählt werden. Der metallische Binder kann die Elemente Co, und gegebenenfalls Fe und/oder andere Bestandteile aufweisen. Die intermetallische Phase ist bei der Einwaage Ni_3Al .

Erfindungsgemäß kann Sinterkarbid-Material auch dergestalt sein, dass die Binderphase folgende chemische Element-Zusammensetzung aufweist:

Ni > 25 Gew.%, Al > 4 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

vorzugsweise Ni > 35 Gew.%, Al > 5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

besonders bevorzugt Ni > 40 Gew. %, Al > 6,5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

wobei insbesondere vorgesehen sein kann, dass das Verhältnis der Massenanteile Al zu Ni $> 0,10$ ist.

Gemäß einer bevorzugten Erfindungsvariante kann es vorgesehen sein, dass der Anteil an Sauerstoff in der Binderphase ≤ 2 Gew%, vorzugsweise $\leq 1,5$ Gew%, beträgt. Die Erfinder haben erkannt, dass es von Vorteil ist, wenn der Binderphase kein Al_2O_3 vorliegt oder Al_2O_3 nur in sehr geringen Mengen vorliegt. Dieses Material reduziert die Duktilität bzw. Zähigkeit des Binders und das Sinterkarbidmaterial wird spröder. Somit schwächt Al_2O_3 die Binderphase und damit die Festigkeit des Sinterkarbid-Materials. Wenn der Anteil an Sauerstoff in der Binderphase, wie vorgeschlagen minimiert ist, so wird die Bildung dieses Stoffs verhindern oder minimiert.

Die Aufgabe der Erfindung wird auch gelöst mit einem Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, mit 70-95 Gew.%, vorzugsweise mit 80-95 Gew.%, Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial und zumindest in einem Teilbereich des Sinterkarbid-Materials intermetallisches Phasenmaterial, vorzugsweise $(\text{M}, \text{X})_3 (\text{AL}, \text{Y})$ wobei $\text{M} = \text{Ni}$, $\text{Y} = \text{Co}$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $\text{X} = \text{Wolfram}$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist, aufweist, wobei die Binderphase folgende chemische Element-Zusammensetzung aufweist:

Ni > 25 Gew.%, Al > 4 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

vorzugsweise Ni > 35 Gew.%, Al > 5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

besonders bevorzugt Ni > 40 Gew. %, Al $> 6,5$ Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

wobei insbesondere vorgesehen sein kann, dass das Verhältnis der Massenanteile Al zu Ni $> 0,10$ ist.

Herstellung (mit Beschreibung der Messmethoden)

Herstellung:

Im Folgenden wird die Herstellungsmethode beschrieben, mit der ein Sinterkarbid-Material mit intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase über eine pulvermetallurgische Prozessroutine hergestellt werden kann. Letztere gliedert sich in die Prozessschritte Herstellung einer verpressbaren Pulvermischung, Formgebung und schließlich dem Sintern zu kompakten und dichten Sinterkarbid-Körpern.

Als Ausgangsstoffe für Herstellung der Pulvermischung können WC-Pulver verschiedener Korngröße verwendet, insbesondere Grobkorn-WC mit einer Partikelgröße FSSS $> 25\mu\text{m}$ werden. Ausgangspulver für die Binderphase sind extrafeines Kobaltpulver (FSSS $1,3\mu\text{m}$) und Nickel-Aluminium-Pulver, zum Beispiel Ni-13Al Pulver mit einem Aluminiumanteil von ca. 13,3 Gew. %. Die Partikelgröße des Ni-Al-Pulvers beträgt FSSS $< 70\mu\text{m}$, bevorzugt kleiner FSSS $45\mu\text{m}$. Zur Einstellung und Abgleich eines gezielten Kohlenstoffgehalts wird W-Metallpulver (FSSS $< 2\mu\text{m}$) und Flammruß genutzt. Zur Legierung der Binderphase mit Legierungselementen, wie Ti, Ta, Mo, Nb, V, Cr kommen deren Karbidpulver, oder deren W-haltige Mischkarbide mit Partikelgrößen $< 3\mu\text{m}$ zur Anwendung.

Die Herstellung der Pulvermischung erfolgt entsprechend dem Stand der Technik durch Nassmahlung, vorzugsweise in einer mit Hartmetallkugeln bestückten Kugelmühle. Als Mahlmedium finden Ethanol und Hexan Anwendung. Weitere mögliche Mahlmedien wären Aceton oder wässrige Medien mit geeigneten Inhibitoren.

Bei der Herstellung von Pulvermischungen für Sinterkarbid-Material mit Bindergehalten $> 15\%$ ist aufgrund des hohen Bindergehalts und begünstigter Rekristallisation ein einzelner Mahlvorgang ausreichend. Bei Bindergehalten bis 15% ist hingegen ein mehrstufiger Nassmahlprozess von Vorteil, um die Ni-Al-Pulver effektiv zu zerkleinern und die Bildung von Oxiden während des Mahlvorgangs zu minimieren.

Im ersten Schritt wird das Ni-Al Pulver mit Mahlflüssigkeit und Grobkorn-Wolframkarbid mit mittlerer Partikelgröße FSSS $> 20\mu\text{m}$, bevorzugt zwischen 30 und

60 µm intensiv vermengt. Gegebenenfalls können auch hier schon Presshilfsmittel, Legierungsbestandteile in geringer Menge und Kobaltpulver beigelegt werden.

Die Mahlparameter (Dauer, Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut, Mahlmedium) sowie das Verhältnis WC zu Ni-Al-Pulver orientieren sich an der im Sinterkarbid-Material einzustellenden WC-Korngröße.

Im zweiten Schritt werden dieser Vormahlung zwischen 50 und 80 Gew.% WC-Rohstoff(e) definierter Korngröße(n) hinzugegeben und vermengt, wobei das Hauptaugenmerk darauf liegt, Agglomerate zu reduzieren und eine möglichst homogene Mischung zu erhalten.

Wenn der Legierungsabgleich und die Presshilfsmittelzugabe nicht schon im ersten Mahlschritt (Vormahlung VM) durchgeführt wurden, kann dies auch nun im zweiten Schritt erfolgen.

Der bei der Nassmahlung erhaltene Schlicker wird nach dem Stand der Technik getrocknet und in ein pressfertiges Pulver überführt. Bevorzugt erfolgt dies durch den Prozess der Sprühtrocknung.

Die Formgebung erfolgt vorzugsweise direkt, durch Axialpressen auf mechanischen, hydraulischen oder elektromechanischen Pressen.

Die Sinterung erfolgt zwischen 1350 und 1550 °C im Vakuum bevorzugt in industriellen Sinter-HIP-Öfen, bei welchem im Anschluss an eine Flüssigphasensinterung mittels Inertgaseinlass ein Überdruck geschaffen wird, wobei eine eventuell vorhandene Restporosität beseitigt werden kann.

In Fig. 1 ist beispielhaft das Phasendiagramm WC-Co-Ni₃Al für 3 Gew. % Co und 3 Gew. % Ni₃Al dargestellt, das die Bildung dieser Ausscheidungen darstellt.

Nach der Erstarrung der Schmelze liegen zunächst nur WC und ein Mischkristall aus Co, Ni, Al, W und C vor. Erst zwischen ca. 950 und 600 °C kommt es zur Ausscheidung des intermetallischen Phasenmaterials aus diesem Mischkristall,

wobei das intermetallische Phasenmaterial nach der Strukturformel $(M,Y)_3(Al,X)$ gebildet ist, wobei $M = Ni$, $Y=Co$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $X=$ Wolfram und/oder ein sonstiger Bestandteil ist. Diese intermetallischen Phasenmaterialien können mit einem Rasterelektronenmikroskop sichtbar gemacht werden.

In Fig. 2 und 3 sind zwei verschiedene erfindungsgemäße Sinterkarbidmaterialien, in Form von Hartmetallen, anhand von solchen Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen veranschaulicht. Deutlich erkennbar ist die Binderphase eines solchen Hartmetalls zu sehen, worin das intermetallische Phasenmaterial (hellere Phase) 10 und das metallischen Bindermaterial 30 (dunkel) erkennbar sind. Die WC-Körner 20 sind über die Binderphase miteinander verbunden.

Es zeigt sich eine gleichmäßige Verteilung des intermetallischen Phasenmaterials in der Binderphase, wobei die Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials eine kubische Form besitzen und vorzugsweise kleiner 1500 nm sind. Die Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials $(M, Y)_3(Al, X)$ haben eine Kristallstruktur L12 (Raumgruppe 221) gemäß ICSD (Inorganic Crystal Structure Database).

Um das intermetallische Phasenmaterial einfach in der Binderphase ausscheiden zu können, kann es vorzugsweise vorgesehen sein, dass der $(M, Y)_3(Al, X)$ Gehalt in der Binderphase $\geq 40\%$ und dabei der Kohlenstoffhaushalt stöchiometrisch oder unterstöchiometrisch eingestellt ist.

Es hat sich gezeigt, dass eine höhere Wolfram-Lösung im Binder die Ausscheidung des intermetallischen Phasenmaterials stabilisiert. Begründet wird dies durch den Einbau von „Co₃W“ in die Kristallstruktur des intermetallischen Phasenmaterials und die Verlagerung des Ausscheidungsbereichs hin zu höheren Temperaturen.

Einen ähnlichen Effekt zeigen hier auch die Elemente Mo, Nb, Cr, V und insbesondere Ti, Ta, die in geringen Mengen (<15 at. % im Binder) hinzulegiert werden können.

Die nutzbare Legierungsmenge ist vom jeweiligen Löslichkeitsprodukt der Metallkarbide abhängig. Auch wenn diese ihrer Größenordnung vernachlässigbar erscheinen, zeigen sich doch überraschend deutliche Effekte, die nicht auf eine kornfeinende Wirkung zurückzuführen sind.

Aufgrund der erhöhten Stabilität und des besseren Ausscheidungsverhaltens, durch das Zulegieren von weiteren Elementen, kann der Anteil des intermetallischen Phasenmaterials im Binder reduziert werden und auch unter 40% liegen. Des Weiteren muss bei der Anwesenheit von z.B. Ti oder Ta der Kohlenstoffhaushalt nicht mehr unterstöchiometrisch eingestellt werden, weil diese Elemente die Rolle des Wolframs als Stabilisator übernehmen.

Der Effekt der Ausscheidung des intermetallischen Phasenmaterials auf die Warmfestigkeit lässt sich mittels Warmdruckversuchen eindrücklich belegen. Fig.4 zeigt die Warmdruckfestigkeit von Hartmetallen mit jeweils 6% Binder bei unterschiedlicher Prüftemperatur und Dehnraten. Insbesondere bei einer Prüftemperatur von 800°C ist die Festigkeit durch das intermetallische Phasenmaterial um ca. 40-50% erhöht.

An den gesinterten Sinterkarbid-Material-Proben werden physikalische Größen bestimmt, die helfen, den Werkstoff und dessen Eigenschaften zu charakterisieren.

Bei Hartmetallen haben sich hier die Ermittlung der Koerzitivfeldstärke H_{cM} und die spezifische magnetische Sättigung $4\pi s$ als zerstörungsfreie Prüfmethoden etabliert.

Beide Messgrößen werden auch für die Charakterisierung des erfindungsgemäßen Sinterkarbid-Materials an einem Koerzimat® 1.097 der Fa Förster bestimmt.

Eine weitere Größe zur Charakterisierung des Werkstoffs ist die Dichte, welche nach dem archimedischen Prinzip mittels Wägung ermittelt wird.

Die Härte des Werkstoffs wird entsprechend der für Hartmetalle gültigen Norm an metallographisch präparierten polierten Proben bestimmt. Vorzugsweise wird die Härteprüfung nach Vickers HV10 mit einer Prüflast von 10kp verwendet (ISO 3878)

Ebenfalls an polierten Proben werden lichtmikroskopisch die Porosität des Sinterwerkstoffs (Norm DIN-ISO 4499-4) und Aluminiumoxid-Partikel festgestellt und beurteilt. Zur Abschätzung der Vol%-Anteile von Aluminiumoxid im Gefüge können Vergleichsbilder zur A bzw B Porosität herangezogen werden, wobei A08 bzw. B08 näherungsweise einen Volumenanteil von 0,6 vol% entspricht. Zur lichtmikroskopischen Untersuchung der Eta-Phase wird diese gemäß Norm (DIN-ISO 4499-4) mit Murakami-Lösung geätzt. Die Ermittlung der durchschnittlichen WC-Korngrößen erfolgt nach DIN ISO 4499-2. Hierbei werden REM (Rasterelektronenmikroskop)-Aufnahmen im Linienschnittverfahren ausgewertet.

Die Anteile der intermetallischen Phase im Binder und die maximale Größe der ausgeschiedenen Partikel werden ebenfalls mittels REM-Aufnahmen ermittelt, jedoch unter Verwendung eines Inlense-BSE-Detektors. Hierzu werden an mehreren Stellen der Probe Aufnahmen gemacht und die Auswertung an einem repräsentativen Ausschnitt mittels Bildbearbeitung und Ermittlung der Flächenanteile durch Tonwertabgrenzung durchgeführt.

Beispiele:

In der folgenden Tabelle sind Beispiele für erfindungsgemäße Sinterkarbid-Körper gezeigt. Die in dieser Tabelle gezeigten Beispiele können prinzipiell nach dem gleichen Verfahren gefertigt werden, wie dies vorstehend beschrieben ist:

Beispiel	Beschreibung
1	6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Rohstoffe ohne Kohlenstoffkorrektur
2	6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Zugabe von Wolfram-Metallpulver
3	6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Zugabe von Ruß
4	6% Binder, davon ca. 40% intermetallische Phase, Rohstoffe ohne Kohlenstoffkorrektur
5	6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Zugabe WTiC
6	8,5% Binder, davon ca. 40% intermetallische Phase, Rohstoffe ohne Kohlenstoffkorrektur
7	15% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Rohstoffe ohne Kohlenstoffkorrektur
8	Kleinserie mit 6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Zugabe von Wolfram-Metallpulver
9	Kleinserie mit 6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, ohne Kohlenstoffkorrektur
10	Kleinserie mit 6% Binder, davon ca. 50% intermetallische Phase, Zugabe von Ruß
Referenz, nicht erfindungsgemäß	6% Binder, nur Kobalt, Mahlbedingungen vergleichbar Beispiel 1-10

				6-50	6-50 C-	6-50 C+	6-40
Bezeichnung				Beispiel 1	Beispiel 2	Beispiel 3	Beispiel 4
Pulveraufbereitung	Vormahlung	Stoff	Größe	[kg]	[kg]	[kg]	[kg]
	Einwaage	Ni-13Al	-325 mesh	0,120	0,120	0,120	0,096
		Co	FSSS 1,3µm	0,120	0,120	0,120	0,144
		WC	FSSS 25µm	0,760	0,760	0,760	0,760
		WTiC 50:50	FSSS 1,7µm				
		Gesamt		1	1	1	1
	Mahlparameter	Mahldauer	[h]	24	24	24	24
		Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		5:1	5:1	5:1	5:1
	Fertigmahlung	Stoff		[kg]	[kg]	[kg]	[kg]
	Einwaage	Vormahlung		0,25	0,25	0,25	0,25
		Co	FSSS 1,3µm				
		WC	FSSS 25µm	0,75	0,745	0,75	0,75
		W-Metall	FSSS 2µm		0,005		
		Ruß				0,0003	
Gesamt		1	1	1	1		
Mahlparameter	Mahldauer	[h]	8	8	8	8	
	Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		5:1	5:1	5:1	5:1	
Sintern	Sinter-HIP Vakuumofenanlage: Vakuumentwachsung, Vakuumsintern/Argon-Partialdruck, Sintertemperatur 1430°C 1h + 30' Hochdruck 50 bar, Abkühlen unter Druck, Abkühldauer im Temperaturintervall 900-600° ca. 40 min						
physikalische Kenngrößen	Koerzitivkraft	H _{CM}	[kA/m]	21,9	25,5	15,1	11,5
	spez. magn. Sättigung	4πσ	[µTm³/kg]	5,8	5,1	6,6	7,1
	Härte	HV10		1200	1220	1170	1160
	Dichte	ρ	[g/cm³]	14,83	14,87	14,82	14,85
	Porosität	DIN ISO 4499-4		<A02, B00, C00	<A02, B00, C00	<A02, B00, C00	<A02, B00, C00
	Korngröße WC	DIN ISO 4499-2		3	2,9	3,1	3,2
	Wärmdruckfestigkeit*			[MPa]			
Sonstige Kenngrößen	Eta-Phase			keine	keine	keine	keine
	Aluminiumoxid			keine	keine	keine	keine
	Binderanteil im Hartmetall (Einwaage)		[m %]	6	6	6	6
	Anteil intermet. Phase an Binder **		[%]	46%	48%	39%	35%
	max. Größe der intermetallischen Phase		[nm]	<150	<150	<150	<150

				6-50 Ti	8,5-40	15-50	6-50 C- S	6-50
Bezeichnung				Beispiel 5	Beispiel 6	Beispiel 7	Beispiel 8	Beispiel 9
Pulveraufbereitung	Vormahlung	Stoff	Größe	[kg]	[kg]	[kg]	[kg]	[kg]
	Einwaage	Ni-13Al	-325 mesh	0,120	0,240	0,240	9,000	9,000
		Co	FSSS 1,3µm	0,120			9,000	9,000
		WC	FSSS 25µm	0,740	0,760	0,760	57,000	57,000
		WTiC 50:50	FSSS 1,7µm	0,020				
		Gesamt		1	1	1	75	75
	Mahlparameter	Mahldauer	[h]	24	24	24	7	7
		Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		5:1	5:1	5:1	6,7:1	6,7:1
	Fertigmahlung	Stoff		[kg]	[kg]	[kg]	[kg]	[kg]
	Einwaage	Vormahlung		0,25	0,142	0,313	37,5	37,5
		Co	FSSS 1,3µm		0,051	0,075		
		WC	FSSS 25µm	0,75	0,807	0,612	111,7	112,5
		W-Metall	FSSS 2µm				0,8	
		Ruß						
		Gesamt		1	1	1	150	150
	Mahlparameter	Mahldauer	[h]	8	8	8	6	7
		Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		5:1	5:1	5:1	3,3:1	3,3:1
Sintern	Parameter	Sinter-HIP Vakuumofenanlage: Vakuumentwachsung, Vakuumsintern/Argon-Partialdruck, Sintertemperatur 1430°C 1h + 30' Hochdruck 50 bar, Abkühlen unter Druck, Abkühldauer im Temperaturintervall 900-600° ca. 40 min						
physikalische Kenngrößen	Koerzitivkraft	H _{CM}	[kA/m]	25,3	11,7	20,4	28,7	18,5-21,8
	spez. magn. Sättigung	4πσ	[µTm³/kg]	5,4	10,0	13,9	4,9	4,6-4,9
	Härte	HV10		1205	1080	910	1250	1170
	Dichte	ρ	[g/cm³]	14,83	14,53	13,75	14,82	14,80
	Porosität	DIN ISO 4499-4		<A02, B00, C00	<A02, B00, C00	<A02, B00, C00	<A02, B00, C00	<A02, B00, C00
	Korngröße WC	DIN ISO 4499-2		2,9	3	3,1	2,4	3,1
	Warmdruckfestigkeit*	[MPa]					1930	
Sonstige Kenngrößen	Eta-Phase			keine	keine	keine	keine	keine
	Aluminiumoxid			keine	keine	<0,10 vol.%	<0,05 vol.%	<0,05 vol.%
	Binderanteil im Hartmetall (Einwaage)		[m %]	6	8,5	15	6	6
	Anteil intermet. Phase an Binder **		[%]	49%	35%	47%	52%	42%
	max. Größe der intermetallischen Phase		[nm]	<150	<150	<150	<100	<100

				6-50 C+	6-0
Bezeichnung				Beispiel 10	Referenz
Pulveraufbereitung	Vormahlung	Stoff	Größe	[kg]	[kg]
	Einwaage	Ni-13Al	-325 mesh	9,000	
		Co	FSSS 1,3µm	9,000	0,240
		WC	FSSS 25µm	57,000	0,760
		WTiC 50:50	FSSS 1,7µm	0	
		Gesamt		75,000	1
	Mahlparameter	Mahldauer	[h]	7	24
		Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		6,7:1	5:1
	Fertigmahlung	Stoff		[kg]	[kg]
	Einwaage	Vormahlung		37,5	0,25
		Co	FSSS 1,3µm		
		WC	FSSS 25µm	112,5	0,75
		W-Metall	FSSS 2µm		
		Ruß		0,042	
		Gesamt		1	1
	Mahlparameter	Mahldauer	[h]	8	10
		Verhältnis Mahlkugeln zu Mahlgut		3,3:1	5:1
Sintern	Parameter	Sinter-HIP Vakuumofenanlage: Vakuumentwachsung, Vakuumsintern/Argon-Partialdruck, Sintertemperatur 1430°C 1h + 30' Hochdruck 50 bar, Abkühlen unter Druck, Abkühldauer im Temperaturintervall 900-600° ca. 40 min			
physikalische Kenngrößen	Koerzitivkraft	H _{cM}	[kA/m]	16,9-18,9	5,2
	spez. magn. Sättigung	4πσ	[µTm³/kg]	4,7-4,9	11,5
	Härte	HV10		1160	1150
	Dichte	ρ	[g/cm³]	14,83	14,76
	Porosität	DIN ISO 4499-4		<A02, B00, C00	<A02, B00, C00
	Korngröße WC	DIN ISO 4499-2		2,9	3,1
	Wärmedruckfestigkeit*	[MPa]			
Sonstige Kenngrößen	Eta-Phase			keine	
	Aluminiumoxid			<0,05 vol.%	
	Binderanteil im Hartmetall (Einwaage)		[m %]	6	6
	Anteil intermet. Phase an Binder **		[%]	49%	39%
	max. Größe der intermetallischen Phase		[nm]	<150	<100

* nicht genormter Vergleichstest mit Proben ø8x12mm, Prüftemperatur 800°C, Dehnrates 0,001 1/s

** Auswertung Flächenanteile anhand Tonwertabgrenzung im Schliffbild. Kalibrierung mit lösungsgeglühten und

isotherm bei 700°/10h ausgelagerten Proben gleicher Zusammensetzung.

Ansprüche

1. Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, mit 70-95 Gew.%, vorzugsweise mit 80-95 Gew.%, Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial und zumindest in einem Teilbereich des Sinterkarbid-Materials intermetallisches Phasenmaterial aufweist,
wobei der Anteil an metallischem Bindermaterial im Sinterkarbid-Material 1-28 Gew. %, vorzugsweise 1-19 Gew. %, beträgt,
wobei der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial im Sinterkarbid-Material 1-28 Gew. %, vorzugsweise 1,5-19 Gew. %, beträgt,
wobei das metallische Bindermaterial Co aufweist,
wobei das intermetallische Phasenmaterial nach der Strukturformel $(M,Y)_3(Al,X)$ gebildet ist, wobei $M = Ni$, $Y=Co$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und $X=Wolfram$ und/oder ein sonstiger Bestandteil ist.
2. Sinterkarbid-Material nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Binderphase zwei oder mehrere intermetallische Phasenmaterialien oder nur ein einziges intermetallisches Phasenmaterial aufweist.
3. Sinterkarbid-Material nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, dass der Anteil an intermetallischem Phasenmaterial in der Binderphase im Bereich zwischen 25 Gew. % und 70 Gew. %, vorzugsweise 30 Gew. % und 70 Gew. %, weiter vorzugsweise im Bereich zwischen 35 Gew. % und 60 Gew. %, besonders bevorzugt im Bereich zwischen 40 Gew. % bis 50 Gew. % beträgt.
4. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, dass der $(M, X)_3(Al, Y)$ -Anteil in der Binderphase ≥ 30 Gew. %, vorzugsweise ≥ 35 Gew. %, besonders bevorzugt ≥ 40 Gew.% beträgt.
5. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, dass das metallische Bindermaterial und/oder das intermetallische Phasenmaterial, Nb und/oder Ti und/oder Ta, und/oder Mo und/oder V und/oder Cr

aufweist, wobei vorzugsweise eines oder mehrere dieser Materialien in der gelösten Form in der Binderphase und/oder in der Karbidform vorliegt.

6. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, dass der Kohlenstoffanteil in dem Sinterkarbid-Material stöchiometrisch eingestellt ist.

7. Sinterkarbid-Material nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass der Kohlenstoffanteil in dem Sinterkarbid-Material im Bereich zwischen:

$C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,003 \cdot \text{Bindergehalt}$ (Gew.%) und $C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,012 \cdot \text{Bindergehalt}$ Gew.% beträgt,

vorzugsweise im Bereich zwischen:

$C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,005 \cdot \text{Bindergehalt}$ (Gew.%) und $C_{\text{stöch}}$ (Gew.%) - $0,01 \cdot \text{Bindergehalt}$ Gew. %, beträgt.

8. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, dass der Anteil an Mo und/oder Nb und/oder Ti und/oder Ta und/oder Cr und/oder V in der Binderphase ≤ 15 at% beträgt.

9. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Koerzitivfeldstärke H_{CM} des Sinterkarbid-Materials beträgt:

H_{CM} [kA/m] $> (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 4$ [kA/m],

vorzugsweise H_{CM} [kA/m] $> (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 6$ [kA/m],

besonders bevorzugt H_{CM} [kA/m] $> (1,5 + 0,04 \cdot B) + (12,5 - 0,5 \cdot B)/D + 10$ [kA/m],

wobei B der Anteil der Binderphase im Sinterkarbid-Material in Gew% ist und

D die Korngröße des dispergierten WC (in μm), ermittelt nach dem Linienschnittverfahren gemäß DIN ISO 4499 Teil 2, ist.

10. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 9, dadurch gekennzeichnet, dass die Warmfestigkeit des Sinterkarbid-Materials bei einer Temperatur von 800°C und einer Dehnrage von $0,001$ [1/s] ≥ 1650 [MPa] beträgt

und/oder dass die Warmfestigkeit des Sinterkarbid-Materials bei einer Temperatur von 800 °C und einer Dehnrate von 0,01 [1/s] $\geq$ 1600 [MPa] beträgt.

11. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 10, dadurch gekennzeichnet, dass das dispergierte Wolframkarbid im Sinterkarbid-Material in Kornform mit einem mittleren Teilchendurchmesser, gemessen nach DIN ISO 4499 Teil 2, im Bereich zwischen 1 und 15 μm , vorzugsweise im Bereich zwischen 1,3 und 10 μm , besonders bevorzugt im Bereich zwischen 1,3 und 2,5 μm oder 2,5 und 6 μm , vorliegt.

12. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 11, dadurch gekennzeichnet, dass der maximale Anteil an Fe im Bindermaterial < 5 Gew% beträgt und/oder dass im Bindermaterial sonstige unvermeidbare Verunreinigungen vorliegen.

13. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Kristalle des intermetallischen Phasenmaterials $(\text{M},\text{Y})_3(\text{Al},\text{X})$ eine Kristallstruktur L1_2 (Raumgruppe 221) gemäß ICSD (Inorganic Crystal Structure Database) aufweist.

14. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 13, dadurch gekennzeichnet, dass das intermetallische Phasenmaterial eine maximale Größe von 1500 nm, vorzugsweise eine maximale Größe von 1000nm (gemessen gemäß Linienschnittverfahren an einem Schliffbild) aufweist.

15. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 14, dadurch gekennzeichnet, dass der maximale Anteil der Eta-Phase oder der maximale Anteil von Al_2O_3 maximal 0,6 Vol.% bezogen auf das gesamte Sinterkarbid-Material beträgt oder dass die Summe von Eta-Phasenmaterial und von Al_2O_3 maximal 0,6 Vol.% beträgt.

16. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 15, dadurch gekennzeichnet, dass die mittlere Partikelgröße von Al_2O_3 und/oder des Eta-Phasenmaterials maximal $5 \cdot$ der mittleren WC-Korngröße beträgt.

17. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 16, dadurch gekennzeichnet, dass die Binderphase folgende chemische Element-Zusammensetzung aufweist:

Ni > 25 Gew.%, Al > 4 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

vorzugsweise Ni > 35 Gew.%, Al > 5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

besonders bevorzugt Ni > 40 Gew. %, Al > 6,5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

wobei insbesondere vorgesehen sein kann, dass das Verhältnis der Massenanteile Al zu Ni > 0,10 ist.

18. Sinterkarbid-Material nach einem der Ansprüche 1 bis 17, dadurch gekennzeichnet, dass der Anteil an Sauerstoff in der Binderphase ≤ 2 Gew%, vorzugsweise $\leq 1,5$ Gew%, beträgt.

19. Sinterkarbid-Material, insbesondere Hartmetall, mit 70-95 Gew.%, vorzugsweise mit 80-95 Gew.%, Wolframkarbid in dispergierter Form, und einer Binderphase, wobei die Binderphase metallisches Bindermaterial und zumindest in einem Teilbereich des Sinterkarbid-Materials intermetallisches Phasenmaterial, vorzugsweise $(M, X)_3 (AL, Y)$ wobei M = Ni, Y=Co und/oder ein sonstiger Bestandteil ist und X=Wolfram und/oder ein sonstiger Bestandteil ist, aufweist,

wobei die Binderphase folgende chemische Element-Zusammensetzung aufweist:

Ni > 25 Gew.%, Al > 4 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

vorzugsweise Ni > 35 Gew.%, Al > 5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

besonders bevorzugt Ni > 40 Gew. %, Al > 6,5 Gew.%, Rest Co und gelöste Binderbestandteile, beispielsweise W und/oder C,

wobei insbesondere vorgesehen sein kann, dass das Verhältnis der Massenanteile Al zu Ni > 0,10 ist.

20 Sinterkarbid-Material gemäß Anspruch 19, gekennzeichnet durch einen der Ansprüche 1 bis 18.

21. Sinterkarbid-Material gemäß einem der Ansprüche 1 bis 20, dadurch gekennzeichnet, dass zumindest die Hälfte des dispergierten Wolframkarbids in Form von nicht vollständig ausgesinterten Kristallen ausgebildet sind, deren Kornform nicht prismenförmig ausgebildet ist, und/oder dass maximal die Hälfte des dispergierten Wolframkarbids in Form von ausgesinterten Kristallen ausgebildet ist, deren Kornform prismenförmig ausgebildet ist.

22. Bodenbearbeitungswerkzeug, insbesondere für eine Bodenbearbeitungsmaschine, insbesondere für eine Straßenbaumaschine oder eine landwirtschaftliche Bodenbearbeitungsmaschine, insbesondere für eine Straßenfräsmaschine, einen Stabilisierer oder dgl. Mit einem Werkzeugkörper, insbesondere aus einem Stahlwerkstoff, an dem ein Sinterkarbid-Material gemäß einem der Ansprüche 1 bis 21 gehalten, insbesondere stoffschlüssig befestigt, beispielsweise angelötet oder angeklebt, ist.

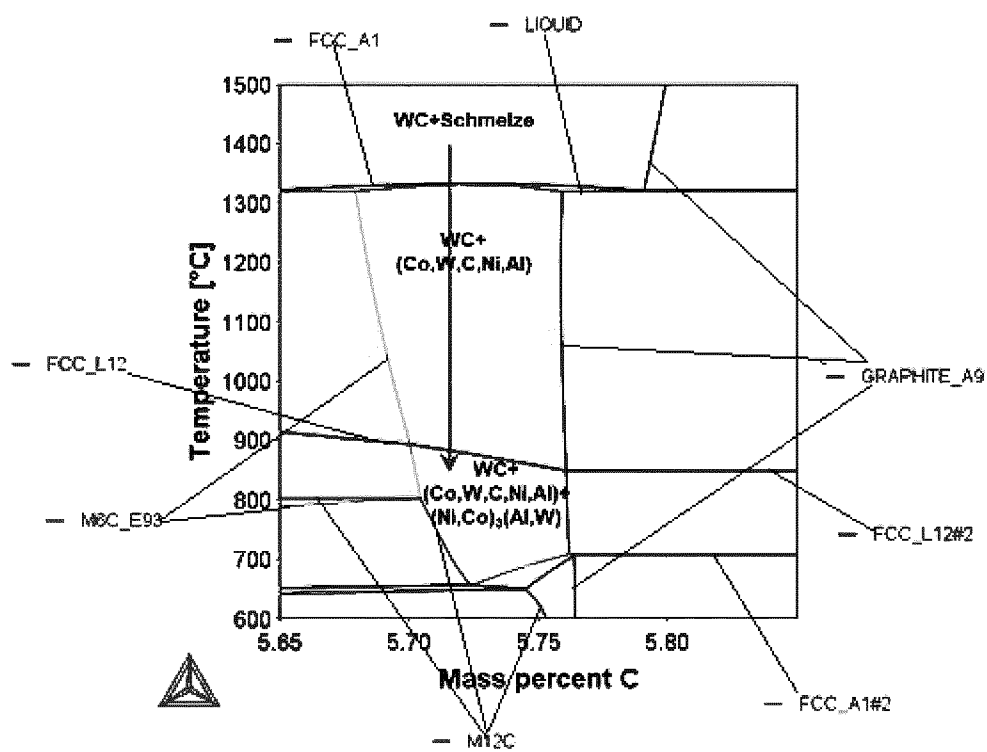


Fig. 1

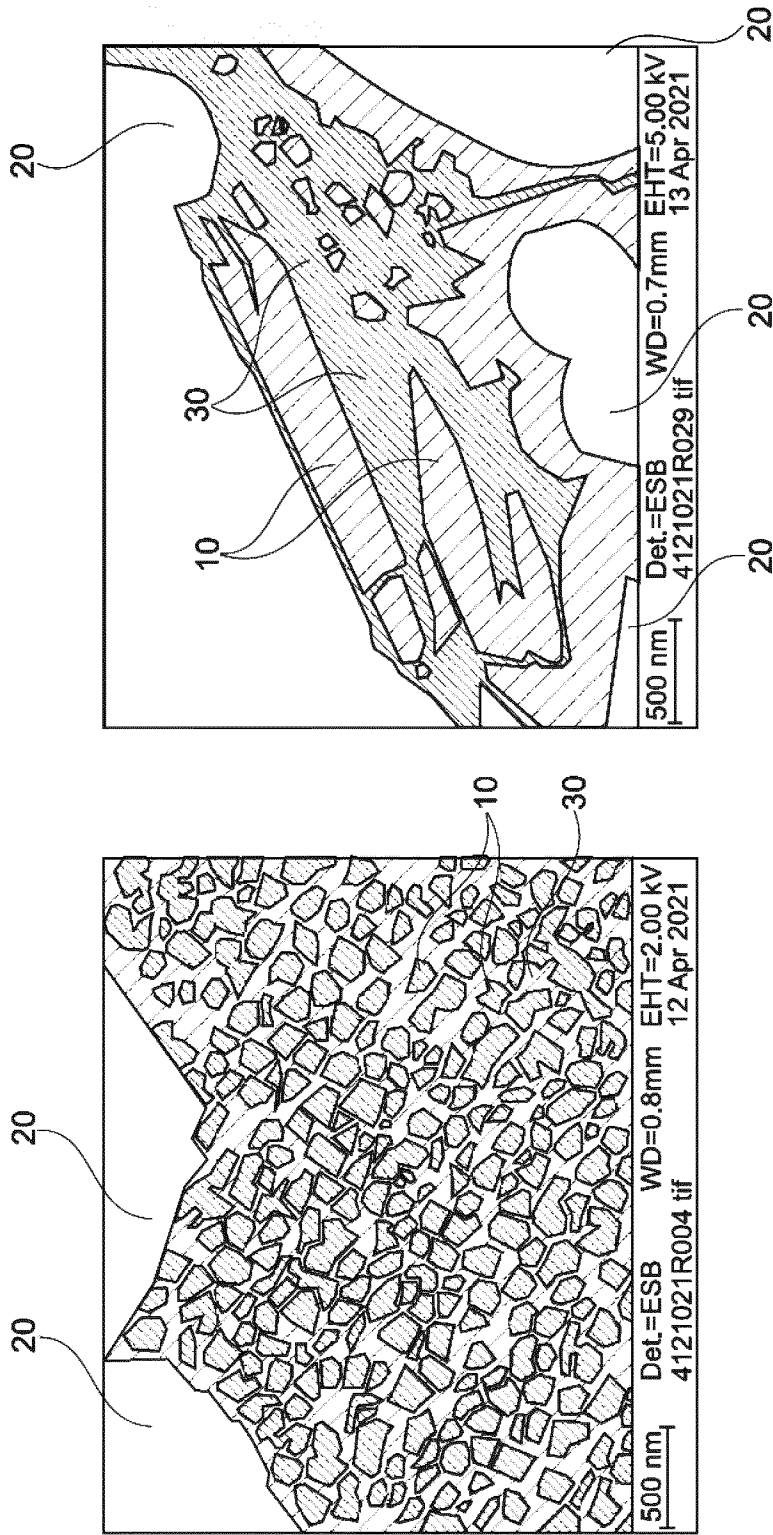


Fig. 2

Fig. 3

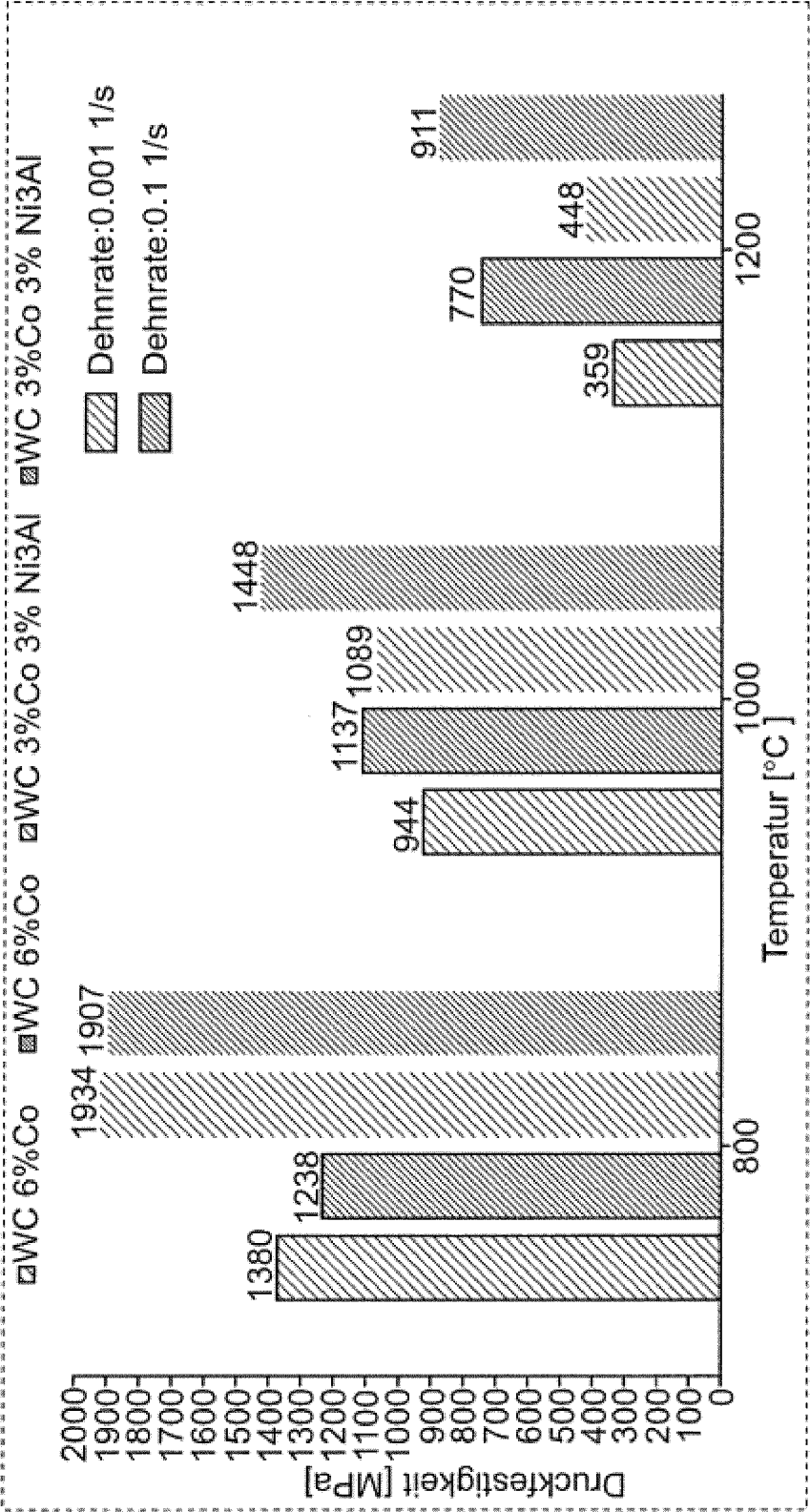


Fig. 4

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2022/060611**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

B22F 1/05(2022.01)i; **B22F 1/054**(2022.01)i; **B22F 3/10**(2006.01)i; **B22F 3/14**(2006.01)i; **C22C 1/05**(2006.01)i;
C22C 1/10(2006.01)i; **C22C 29/06**(2006.01)i; **C22C 29/08**(2006.01)i; **B22F 3/24**(2006.01)i; **B22F 5/00**(2006.01)i;
B22F 9/04(2006.01)i

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)

B22F; C22C

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, 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	CN 108118230 A (ZHUZHOU CEMENTED CARBIDE GROUP CO LTD) 05 June 2018 (2018-06-05) claims 1,5 "Examples 3, 5"	1-22
X	CN 110106424 A (HEYUAN QUANCHENG CEMENTED CARBIDE CO LTD) 09 August 2019 (2019-08-09) claim 1	1-22
X	CN 106756393 A (YONGPING JIANDAXINXIN ALLOY CASTING CO LTD) 31 May 2017 (2017-05-31) claim 1	1-22



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

15 June 2022

Date of mailing of the international search report

24 June 2022

Name and mailing address of the ISA/EP

European Patent Office
p.b. 5818, Patentlaan 2, 2280 HV Rijswijk
Netherlands

Telephone No. (+31-70)340-2040

Facsimile No. (+31-70)340-3016

Authorized officer

Momeni, Mohammad

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2022/060611

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	PENG YINGBIAO ET AL. "Effect of bimodal WC particle size and binder composition on the morphology of WC grains in WC-Co-Ni3Al cemented carbides" <i>JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY</i>, BR, Vol. 12, 27 March 2021 (2021-03-27), pages 1747-1754 DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.03.077 ISSN: 2238-7854, XP055930263 title table 1; "Samples 2-4"	1-22

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/EP2022/060611

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
CN	108118230	A	05 June 2018	NONE	
CN	110106424	A	09 August 2019	NONE	
CN	106756393	A	31 May 2017	NONE	

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES		
INV.	B22F1/05	B22F1/054
C22C1/10	C22C29/06	C22C29/08
B22F9/04		
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC		
B. RECHERCHIERTE GEBIETE		
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)		
B22F C22C		
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, WPI Data		
C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	CN 108 118 230 A (ZHUSHOU CEMENTED CARBIDE GROUP CO LTD) 5. Juni 2018 (2018-06-05) Ansprüche 1, 5 "Examples 3, 5" -----	1-22
X	CN 110 106 424 A (HEYUAN QUANCHENG CEMENTED CARBIDE CO LTD) 9. August 2019 (2019-08-09) Anspruch 1 -----	1-22
X	CN 106 756 393 A (YONGPING JIANDAXINXIN ALLOY CASTING CO LTD) 31. Mai 2017 (2017-05-31) Anspruch 1 -----	1-22
	-/-	
☒ 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		Absendedatum des internationalen Recherchenberichts
15. Juni 2022		24/06/2022
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 Momeni, Mohammad

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	PENG YINGBIAO ET AL: "Effect of bimodal WC particle size and binder composition on the morphology of WC grains in WC-Co-Ni3Al cemented carbides", JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY, Bd. 12, 27. März 2021 (2021-03-27), Seiten 1747-1754, XP055930263, BR ISSN: 2238-7854, DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.03.077 Titel Tabelle 1; "Samples 2-4" -----	1-22

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2022/060611

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
CN 108118230	A	05-06-2018	KEINE

CN 110106424	A	09-08-2019	KEINE

CN 106756393	A	31-05-2017	KEINE
