



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) DE 60 2004 012 147 T2 2009.03.19

(12)

Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) EP 1 689 899 B1

(21) Deutsches Aktenzeichen: 60 2004 012 147.9

(86) PCT-Aktenzeichen: PCT/US2004/040285

(96) Europäisches Aktenzeichen: 04 812 732.8

(87) PCT-Veröffentlichungs-Nr.: WO 2005/061746

(86) PCT-Anmeldetag: 02.12.2004

(87) Veröffentlichungstag

der PCT-Anmeldung: 07.07.2005

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: 16.08.2006

(97) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung beim EPA: 27.02.2008

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: 19.03.2009

(51) Int Cl.⁸: C22C 29/08 (2006.01)

C22C 29/02 (2006.01)

C22C 1/05 (2006.01)

(30) Unionspriorität:

735379 12.12.2003 US

(73) Patentinhaber:

TDY Industries, Inc., Pittsburgh, Pa., US

(74) Vertreter:

TBK-Patent, 80336 München

(84) Benannte Vertragsstaaten:

AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB,
GR, HU, IE, IS, IT, LI, LT, LU, MC, NL, PL, PT, RO,
SE, SI, SK, TR

(72) Erfinder:

MIRCHANDANI, Prakash K., Hampton Cove, AL
35763, US

(54) Bezeichnung: HYBRIDHARTMETALL-VERBUNDWERKSTOFFE

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 eingelebt, 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**HINTERGRUND DER TECHNOLOGIE****BEREICH DER TECHNOLOGIE**

[0001] Die vorliegende Offenbarung bezieht sich auf Hartmetall-Hybridverbunde und auf Verfahren zur Herstellung von Hartmetall-Hybridverbunden. Ausführungsformen der Hartmetall-Hybridverbunde können in jeder Anwendung verwendet werden, die herkömmliche Hartmetalle verwendet, aber können zusätzlich in Anwendungen verwendet werden, die verbesserte Zähigkeit und Verschleißbeständigkeit als herkömmliche Hartmetalle erfordert, wie beispielsweise, aber nicht darauf begrenzt, die Schneidelemente von Bohrköpfen, die für Öl- und Gas-Erkundung verwendet werden, Walzen für das Heißwalzen von Metallen etc..

BESCHREIBUNG DES HINTERGRUNDES DER TECHNOLOGIE

[0002] Herkömmliche Hartmetalle sind Verbunde einer Metallcarbid-Hartphase, die in einer kontinuierlichen Binderphase dispergiert ist. Die dispergierte Phase umfasst typischer Weise Körner eines Carbids von einem oder mehreren der Übergangsmetalle, zum Beispiel Titan, Vanadium, Chrom, Zirkonium, Hafnium, Molybdän, Niob, Tantal und Wolfram. Die Binderphase, die dazu verwendet wird, die Metallcarbidkörner zusammenzubinden oder zu „zementieren“, ist im Allgemeinen mindestens eine aus Kobalt, Nickel, Eisen oder Legierungen von diesen Metallen. Zusätzlich können Legierungselemente wie Chrom, Molybdän, Ruthenium, Bor, Wolfram, Tantal, Titan, Niob, etc. zugesetzt werden, um verschiedene Eigenschaften zu verbessern. Verschiedene Güteklassen von Hartmetallen werden durch Variieren mindestens der Zusammensetzung der dispergierten und kontinuierlichen Phasen, der Korngröße der dispergierten Phase, der Volumenanteile der Phasen wie auch anderen Eigenschaften hergestellt. Hartmetalle auf Wolframcarbidbasis als die dispergierte Hartphase und Kobalt als die Binderphase sind kommerziell am wichtigsten unter den verschiedenen erhältlichen Metallcarbid-Binder-Kombinationen.

[0003] Hartmetall-Güteklassen mit Wolframcarbid und einem Kobaltbinder haben eine kommerziell attraktive Kombination von Festigkeit, Bruchzähigkeit und Verschleißbeständigkeit. „Festigkeit“ ist die Spannung, bei welcher ein Material bricht oder versagt. „Bruchzähigkeit“ ist die Fähigkeit eines Materials, Energie zu absorbieren und sich vor dem Bruch plastisch zu verformen. Die Zähigkeit ist proportional zu der Fläche unter der Spannungs-Dehnungs-Kurve vom Ursprung bis zum Bruchpunkt. Siehe McGRAW-HILL DICTIONARY OF SCIENTIFIC AND TECHNICAL TERMS (5. Auflage 1994). „Verschleißbeständigkeit“ ist die Fähigkeit eines Materials, einem Schaden an seiner Oberfläche zu widerstehen. Verschleiß bezieht allgemein fortschreitenden Verlust von Material aufgrund einer relativen Bewegung zwischen einem Material und einer Kontaktfläche oder Substanz ein. Siehe METALS HANDBOOK DESK EDITION (2. Auflage 1998).

[0004] Die Festigkeit, die Zähigkeit und die Verschleißbeständigkeit eines Hartmetalls sind mit der mittleren Korngröße der dispergierten Hartphase und dem Volumen-(oder Gewichts-)Anteil der Binderphase, die in dem herkömmlichen Hartmetall vorhanden ist, verbunden. Im Allgemeinen wird ein Anstieg der mittleren Korngröße von Wolframcarbid und/oder ein Anstieg des Volumenanteils des Kobaltbinders zu einem Anstieg der Bruchzähigkeit führen. Dieser Anstieg der Zähigkeit wird jedoch im Allgemeinen durch eine Verringerung der Verschleißbeständigkeit begleitet. Der Hartmetallmetallurge ist daher herausgefordert, Hartmetalle mit sowohl hoher Verschleißbeständigkeit als auch hoher Bruchzähigkeit zu entwickeln, während er versucht, Güteklassen für geforderte Anwendungen auszulegen.

[0005] [Fig. 1](#) stellt die Beziehung dar, die zwischen der Bruchzähigkeit und der Verschleißbeständigkeit in herkömmlichen Hartmetall-Güteklassen besteht, welche Wolframcarbid und Kobalt umfassen. Die Bruchzähigkeit und die Verschleißbeständigkeit einer besonderen herkömmlichen Hartmetall-Gütekasse werden typischer Weise in ein schmales Band fallen, das die gezeigte Festtrendlinie 1 einschließt.

[0006] Wie [Fig. 1](#) zeigt, können Hartmetalle im Allgemeinen in mindestens zwei Gruppen klassifiziert werden: (i) relativ zähe Güteklassen, die in Bereich I gezeigt werden; und (ii) relativ verschleißbeständige Güteklassen, die in Region II gezeigt werden. Im Allgemeinen beruhen die verschleißbeständigen Güteklassen des Bereichs II auf relativ kleinen Wolframcarbid-Korngrößen (typischer Weise etwa 2 µm und darunter) und Kobaltgehalten, die von etwa 3 Gewichtsprozent bis zu etwa 15 Gewichtsprozent reichen. Güteklassen wie jene in Bereich II werden oft als Werkzeuge zum Schneiden und zum Formen von Metallen und anderen Materialien aufgrund ihrer Fähigkeit verwendet, eine scharfe Schnittkante wie auch hohe Niveaus der Verschleißbeständigkeit zu halten.

[0007] Andererseits beruhen die relativ zähen Güteklassen des Bereichs I im Allgemeinen auf relativ groben Wolframcarbidkörnern (typischerweise etwa 3 µm und darüber) und Kobaltgehalten, welche von etwa 6 Gew.-% bis etwa 30 Gew.-% reichen. Auf groben Wolframcarbidkörnern beruhende Güteklassen finden umfangreiche Verwendung in Anwendungen, in denen das Material Schock und Schlag erfährt und ebenso Abriebsverschleiß und thermische Ermüdung durchläuft. Herkömmliche Anwendungen für grobkörnige Güteklassen schließen Werkzeuge für die Bergbauindustrie und das Erdbohren, für das Heißwalzen von Metallen und Schlagformen von Metallen, zum Beispiel Kaltstauchen, ein.

[0008] [Fig. 1](#) zeigt an, dass selbst das Vornehmen kleiner Verbesserungen der Verschleißbeständigkeit der Hartmetall-Güteklassen in Bereich I unter Verwendung herkömmlicher Techniken zu einer großen Abnahme der Bruchzähigkeit führt. Folglich gibt es eine Notwendigkeit für neue Techniken, um die Verschleißbeständigkeit von Hartmetall-Güteklassen innerhalb des Bereiches I ohne signifikante Schädigung der Zähigkeit zu steigern.

[0009] Innerhalb gewisser Grenzen ist die Verschleißbeständigkeit eines Hartmetalls enger mit der Menge des Hartphasengehalts verbunden, als mit der Hartphasen-Korngrößen. Daher ist ein logischer Weg, um verbesserte Zähigkeit bei einem vorgegebenen Niveau der Verschleißbeständigkeit zu erhalten, die Korngröße der Hartphase Wolframcarbid bei einem vorgegebenen Kobaltgehalt zu erhöhen. Tatsächlich wurde dies der meist verwendete Ansatz, wenn Güteklassen für Anwendungen ausgelegt wurden, wo Abrieb wie auch Schock, Schlag und/oder thermische Ermüdung vorhanden sind. Es gibt jedoch praktische Grenzen für die Herstellung der Wolframcarbid-Korngrößen. Zusätzlich neigen große Wolframcarbidkörner aufgrund ihrer inhärenten spröden Natur zum Reißen und Brechen, wenn sie Abriebsverschleiß unterzogen werden. Weil daher die Rate des Abriebsverschleißes im Wesentlichen unabhängig von der Wolframcarbid-Korngrößen unter einem gewissen Größenniveau ist, kann die beobachtete Rate des Abriebsverschleißes dramatisch ansteigen, wenn die Wolframcarbid-Korngrößen eine gewisse optimale Größe übersteigen. Während das Steigen der Wolframcarbid-Korngrößen bei jedem gegebenen Kobaltgehalt eine Technik ist, die verbesserte Zähigkeit bei einem gegebenen Niveau der Verschleißbeständigkeit bereitstellen kann, ist folglich die praktische Brauchbarkeit dieses Verfahrens begrenzt.

[0010] Eine andere zur Verbesserung der Eigenschaften von Hartmetallen verwendete Technik ist in dem US Patent Nr. 4,956,012 beschrieben. Dieses Patent beschreibt ein Verfahren der Herstellung eines Verbundes von zwei Hartmetall-Güteklassen, der Eigenschaften zeigt, die ein Zwischenweg zu den Eigenschaften der individuellen Hartmetalle sind. Das Verfahren zur Herstellung der Verbundhartmetalle besteht aus trockenem Vermischen ungesinterter oder grüner Granulate einer Hartmetall-Gütekasse mit den ungesinterten oder grünen Granulaten einer unterschiedlichen Hartmetall-Gütekasse, gefolgt von Verfestigung und Sintern unter Verwendung herkömmlicher Mittel. Verbesserungen der Eigenschaften werden durch dieses Verfahren realisiert, die ungesinterten Granulate der Hartmetall-Güteklassen kollabieren jedoch während der Pulververfestigung, typischer Weise durch einen Pulverpressvorgang, was zu einer Mikrostruktur des abschließenden Materials führt, die aus einer Hartmetall-Gütekasse besteht, der mit der anderen Gütekasse durchsetzt ist. Siehe [Fig. 2](#), [Fig. 4A](#) und [Fig. 5A](#). Diese Technik begrenzt die Fähigkeit zur Steuerung der Form der Bereiche jeder der Güteklassen. Aufgrund der Abwesenheit jeglicher Steuerung der Mikrostruktur in diesen Verbundhartmetallen können einmal begonnene Risse leicht durch die kontinuierlichen Wege der Hart-Güteklassen voranschreiten. Daher neigen diese Verbunde zum Abplatzen und Brechen und die Bruchzähigkeit des Bulkverbundes ist nicht signifikant höher als die Bruchzähigkeit der Phase des Hartmetalls mit der niedrigsten Bruchzähigkeit, typischer Weise der Hartphase. Der Verbund aus [Fig. 2](#), der durch das Verfahren des US Patents Nr. 4,956,012 hergestellt wurde, hat einen Volumenanteil der härteren Phase von 0,30 und ein Nachbarschaftsverhältnis der Hartphase, das zu etwa 0,52 berechnet wurde.

[0011] Die japanische Veröffentlichung von JP 10 219 385 A offenbart ein Schneidwerkzeug aus einem Verbundcermet, welches aus einem Verbundcermet mit einer Struktur, unter Bezug auf die Mikrostruktur, zusammengesetzt ist, welche aus einer gepunkteten Phase in einer kontinuierlichen Phase einer Skelettstruktur zusammengesetzt ist, die zwischen den gepunkteten Phasen besteht. Darin ist die gepunktete Phase aus einem Cremet vom Titancarbonitrid-Typ mit einer Carbonitrid-Festlösung von Ti und einem oder mehreren Elementen aus Nb, Ta, W, Mo, Zr, V, Cr und Hf zusammengesetzt, und umfasst Co und/oder Ni als die die Binderphase bildende Komponente.

[0012] Wie durch das Vorangehende angezeigt wird, wäre ein Verfahren zur Herstellung eines Verbundes, welcher Festigkeit, hohe Bruchzähigkeit und Verschleißbeständigkeit besitzt und ohne signifikante Abschwächung einer dieser Eigenschaften zur Verbesserung einer anderen, hochgradig vorteilhaft.

ZUSAMMENFASSUNG

[0013] Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung schließen Hartmetall-Hybridverbunde nach Patentanspruch 1 ein, welche eine dispergierte Hartmetallphase und eine zweite kontinuierliche Hartmetallphase umfassen. Das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase der Ausführungsformen kann weniger oder gleich 0,48 sein. Der Hartmetall-Hybridverbund kann eine Härte der dispergierten Phase haben, die größer als die Härte der kontinuierlichen Phase ist. Zum Beispiel ist in gewissen Ausführungsformen des Hybridverbundmaterials die Härte der dispergierten Phase größer als oder gleich 88 HRA und weniger als oder gleich 95 HRA und die Härte der kontinuierlichen Phase ist größer als oder gleich 78 und weniger als oder gleich 91 HRA.

[0014] Zusätzliche Ausführungsformen können Hartmetall-Hybridverbunde einschließen, welche eine erste dispergierte Hartmetallphase, wobei der Volumenanteil der dispergierten Phase weniger als 50 Volumenprozent ist, und eine zweite kontinuierliche Hartmetallphase, wobei das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase kleiner oder gleich 1,5 mal das Volumenverhältnis der dispergierten Phase in dem Verbundmaterial ist, umfassen. Vorteilhafte Weiterbildungen werden in den abhängigen Patentansprüchen dargelegt.

[0015] Die vorliegende Erfindung schließt ebenso ein Verfahren zur Anfertigung von Hartmetall-Hybridverbunden nach Patenanspruch 17 durch Vermischen mindestens eines von teilweise und vollständig gesinterten Granulaten der dispergierten Hartmetall-Gütekasse mit mindestens einem von grünen und ungesinterten Granulaten der kontinuierlichen Hartmetall-Gütekasse ein, um eine Mischung zur Verfügung zu stellen. Die Mischung kann dann verfestigt werden, um einen Formkörper zu bilden. Abschließend kann der Formkörper gesinterte werden, um den Hartmetallhybrid zu bilden. Weitere Entwicklungen werden in den abhängigen Patentansprüchen definiert.

KURZE BESCHREIBUNG DER FIGUREN

[0016] [Fig. 1](#) ist eine graphische Darstellung, welche die Beziehung zwischen der Bruchzähigkeit und der Verschleißbeständigkeit in herkömmlichen Hartmetallen darstellt.

[0017] [Fig. 2](#) ist eine Mikroskopaufnahme, welche eine Vergrößerung bei 100 Durchmessern eines Hartmetallhybrids des Standes der Technik zeigt.

[0018] [Fig. 3](#) ist ein graphische Darstellung eines Verfahrens eines Schritts beim Bestimmen des Nachbarschaftsverhältnisses eines Materials, welches eine dispergierte Phase und eine kontinuierliche Matrixphase umfasst.

[0019] [Fig. 4A](#) ist eine Mikroskopaufnahme eines Hartmetallhybrids, der durch ein Verfahren des Standes der Technik mit einem Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,30 und einem Nachbarschaftsverhältnis von 0,50 hergestellt wurde, wobei der Hartmetallhybrid von [Fig. 4A](#) eine Palmquist-Zähigkeit von 12,8 MPa·√m hat.

[0020] [Fig. 4B](#) ist eine Mikroskopaufnahme eines Hartmetallhybrids, der durch eine Ausführungsform des Verfahrens der vorliegenden Erfindung mit einem Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,30 und einem Nachbarschaftsverhältnis von 0,31 hergestellt wurde, wobei der Hartmetallhybrid von [Fig. 4B](#) eine Palmquist-Zähigkeit von 15,2 MPa·√m hat.

[0021] [Fig. 5A](#) ist eine Mikroskopaufnahme eines Hartmetallhybrids, der durch ein Verfahren des Standes der Technik mit einem Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,45 und einem Nachbarschaftsverhältnis von 0,75 hergestellt wurde, wobei der Hartmetallhybrid der [Fig. 5A](#) eine Palmquist-Zähigkeit von 10,6 MPa·√m hat.

[0022] [Fig. 5B](#) ist eine Mikroskopaufnahme eines Hartmetallhybrids, der durch eine Ausführungsform des Verfahrens der vorliegenden Erfindung mit einem Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,45 und einem Nachbarschaftsverhältnis von 0,48 hergestellt wurde, wobei der Hartmetallhybrid der [Fig. 5B](#) eine Palmquist-Zähigkeit von 13,2 MPa·√m hat.

[0023] [Fig. 6A](#) ist eine Mikroskopaufnahme einer Ausführungsform eines Hartmetallhybrids mit einem Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,09 und einem Nachbarschaftsverhältnis von 0,12.

[0024] [Fig. 6B](#) ist eine Mikroskopaufnahme einer Ausführungsform eines Hartmetallhybrids mit einer ähnlichen Zusammensetzung der dispergierten Phase und der kontinuierlichen Phase des Hartmetallhybrids der

Fig. 6A, wobei jedoch der Hartmetallhybrid der **Fig. 6B** einen Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,22 und ein Nachbarschaftsverhältnis von 0,26 hat.

[0025] **Fig. 6C** ist eine Mikroskopaufnahme einer Ausführungsform eines Hartmetallhybrids mit einer ähnlichen Zusammensetzung der dispergierten Phase und der kontinuierlichen Phase des Hartmetallhybrids der **Fig. 6A**, wobei jedoch der Hartmetallhybrid der **Fig. 6C** einen Volumenanteil der dispergierten Phase von 0,35 und ein Nachbarschaftsverhältnis von 0,39 hat.

[0026] **Fig. 7** ist eine graphische Darstellung, welche die Eigenschaften von herkömmlichen kommerziellen Güteklassen von Hartmetallen und verschiedenen Ausführungsformen der Hartmetallhybride der vorliegenden Erfindung zeigt, welche die herkömmlichen Güteklassen in der kontinuierlichen Phase und ein relatives hartes Hartmetall in der dispergierten Phase umfassen.

BESCHREIBUNG DER AUSFÜHRUNGSFORMEN DER ERFINDUNG

[0027] Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung schließen Hartmetall-Hybridverbunde und Verfahren zur Bildung von Hartmetall-Hybridverbunden (oder einfach „Hartmetallhybride“) ein. Wo ein Hartmetall ein Verbundmaterial ist, das typischer Weise ein Metallcarbid umfasst, das durch eine kontinuierliche Binderphase dispergiert ist, kann ein Hartmetallhybrid eine Hartmetall-Güteklaasse sein, der durch eine zweite kontinuierliche Hartmetallphase dispergiert ist, wodurch ein Verbund mit Hartmetallen gebildet wird. Die Metallcarbid-Hartphase jedes Hartmetalls umfasst typischerweise Körner eines Carbids von einem oder mehreren der Übergangsmetalle zum Beispiel Titan, Vanadium, Chrom, Zirkonium, Hafnium, Molybdän, Niob, Tantal und Wolfram. Die kontinuierliche Binderphase, die dazu verwendet wird, die Metallcarbidkörner zusammenzubinden oder zu „zementieren“, ist im Allgemeinen Kobalt, Nickel, Eisen oder Legierungen von diesen Metallen. Zusätzlich können Legierungselemente wie Chrom, Molybdän, Ruthenium, Bor, Wolfram, Tantal, Titan, Niob, etc. zugesetzt werden, um verschiedene Eigenschaften zu verbessern. Die Hartmetallhybride der vorliegenden Erfindung haben niedrigere Nachbarschaftsverhältnisse als andere Hartmetallhybride und verbesserte Eigenschaften relativ zu anderen Hartmetallen.

[0028] Ausführungsformen des Verfahrens zur Herstellung von Hartmetallhybriden ermöglichen das Bilden solcher Materialien mit einem niedrigen Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Hartmetallphase. Die Güteklaasse der Nachbarschaft der dispergierten Phase in Verbundstrukturen kann als das Nachbarschaftsverhältnis C_t gekennzeichnet werden. C_t kann unter Verwendung einer quantitativen metallographischen Technik bestimmt werden, die in Underwood, Quantitative Microscopy, Seite 279–290 (1968) beschrieben ist. Diese Technik besteht aus dem Bestimmen der Anzahl von Überschneidungen, die willkürlich orientierte Linien bekannter Länge, platziert auf der Mikrostruktur als eine Mikroskopaufnahme des Materials, mit spezifischen strukturellen Merkmalen machen. Die gesamte Anzahl der Überschneidungen, welche durch die Linien mit dispergierter Phase/dispergierter Phasen Überschneidungen machen, wird gezählt (N_{Loa}), wie auch die Anzahl der Überschneidungen mit dispergierter Phase/kontinuierlicher Phase an Grenzflächen ($N_{Lo\beta}$). **Fig. 3** stellt schematisch das Vorgehen dar, durch welches die Werte für (N_{Loa}) und ($N_{Lo\beta}$) erhalten werden. In **Fig. 3** bezeichnet Bezugszeichen **10** allgemein einen Verbund, welcher die dispergierte Phase **12** einer α Phase in einer kontinuierlichen Phase **14**, β , einschließt. Das Nachbarschaftsverhältnis C_t wird durch die Gleichung $C_t = 2(N_{Loa})/(N_{Lo\beta} + 2N_{Loa})$ berechnet.

[0029] Das Nachbarschaftsverhältnis ist eine Messung des mittleren Anteils der Oberfläche der dispergierten Phasenteilchen in Kontakt mit anderen dispergierten ersten Phasenteilchen. Das Verhältnis kann von 0 bis 1 variieren, wenn die Verteilung der dispergierten Teilchen sich von völlig dispergiert zu einer vollständig agglomerierten Struktur verändern. Das Nachbarschaftsverhältnis beschreibt die Güteklaasse der Nachbarschaft der dispergierten Phase ungeachtet des Volumenanteils oder der Größe der dispergierten Phasenbereiche. Typischer Weise wird jedoch für höhere Volumenanteile der dispergierten Phase das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase ebenso wahrscheinlich höher sein.

[0030] In dem Fall von Hartmetallhybriden mit einer harten dispergierten Hartmetallphase wird, je niedriger das Nachbarschaftsverhältnis ist, die Chance um so größer sein, dass ein Riss nicht durch die nachbarschaftlichen Hartphasenbereiche fortschreiten wird. Dieser Rissprozess kann ein wiederholender mit kumulativen Effekten sein, die zu einer Verringerung in der gesamten Zähigkeit des Hartmetallhybrid-Gegenstandes, zum Beispiel eines Erdbohrkopfes, führen. Ersetzen des gerissenen Kopfes ist sowohl zeitraubend als auch kostspielig.

[0031] In gewissen Ausführungsformen können die Hartmetallhybride zwischen etwa 2 bis etwa 40 Vol.-% der

Hartmetall-Güteklaasse der dispergierten Phase umfassen. In anderen Ausführungsformen können die Hartmetallhybride zwischen etwa 2 bis etwa 30 Vol.-% der Hartmetall-Güteklaasse der dispergierten Phase umfassen. In weiteren Anwendungen, kann es wünschenswert sein, zwischen 6 und 25 Vol.-% des Hartmetalls der dispergierten Phase in den Hartmetallhybriden zu haben.

[0032] Hartmetallhybride können als ein Verbund von Hartmetallen definiert werden, wie beispielsweise, aber nicht darauf begrenzt, ein Hartmetallhybrid, welcher eine Hartmetall-Güteklaasse aus Bereich I und eine Hartmetall-Güteklaasse aus Bereich II der vorstehend diskutierten [Fig. 1](#) umfasst. Ausführungsformen eines Hartmetallhybrids haben eine kontinuierliche Hartmetallphase und eine dispergierte Hartmetallphase, wobei das Hartmetall der kontinuierlichen Phase mindestens eine unterschiedliche Eigenschaft von dem Hartmetall der dispergierten Phase hat. Ein Beispiel eines Hartmetallhybrids **40** wird in [Fig. 4A](#) gezeigt. Der Hartmetallhybrid **40**, der durch die Verfahren des Standes der Technik von [Fig. 4](#) hergestellt wurde, hat eine kontinuierliche Phase **41** eines kommerziell erhältlichen Hartmetalls, das als 2055TM verkauft wird, ein verschleißbeständiges Hartmetall mit moderater Härte. 2055TM ist ein Hartmetall mit einer Kobaltbinderkonzentration von 10 Gew.-% und einer Wolframcarbidkonzentration von 90 Gew.-% mit einer mittleren Korngröße von 4 µm bis 6 µm. Die sich ergebenden Eigenschaften von 2055TM sind eine Härte von 87,3 HRA, eine Verschleißbeständigkeit von 0,93 × 10/mm³ und eine Palmquist-Zähigkeit von 17,4 MPa·√m. Der Hartmetallhybrid **40** der [Fig. 4A](#) hat eine dispergierte Phase **42** aus einem kommerziell erhältlichen Hartmetall, das als FK10F verkauft wird, ein hartes Hartmetall mit einer hohen Verschleißbeständigkeit. FK10FTM ist ein Hartmetall mit einer Kobaltbinderkonzentration von 6 Gew.-% und einer Wolframcarbidkonzentration von 94 Gew.-% mit einer mittleren Korngröße von ungefähr 0,8 µm. Die sich ergebenden Eigenschaften von FK10FTM sind eine Härte von 93 HRA, eine Verschleißbeständigkeit von 6,6 × 10/mm³ und eine Palmquist-Zähigkeit von 9,5 MPa·√m.

[0033] Der Hartmetallhybrid **40** wurde durch einfaches Mischen von 30 Vol.-% von ungesintertem oder „grünen“ Granulaten einer Hartmetall-Güteklaasse, um eine dispergierte Phase zu bilden, mit 70 Vol.-% von ungesinterten oder „grünen“ Granulaten einer anderen Hartmetall-Güteklaasse, um die kontinuierliche Phase zu bilden, hergestellt. Die Mischung wird dann verfestigt, zum Beispiel durch Verdichten, und nachfolgend unter Verwendung herkömmlicher Einrichtungen gesintert. Der sich ergebende Hartmetallhybrid **40** hat ein Nachbarschaftsverhältnis der Hartphase von 0,5 und eine Palmquist-Zähigkeit von 12,8 MPa·√m. Wie in [Fig. 4A](#) gesehen werden kann, kollabieren die ungesinterten Granulate der dispergierten Phase in der Richtung der Pulververdichtung, was dazu führt, dass die Verbindungen zwischen den Domänen der dispergierten Phase **42** gebildet werden. Aufgrund der Verbindungen der dispergierten Phase hat daher der sich ergebende Hartmetallhybrid ein Nachbarschaftsverhältnis der Hartphase von ungefähr 0,5. Die Verbindungen zwischen der dispergierten Phase ermöglichen Rissen, die in einer dispergierten Domäne beginnen, leicht einem kontinuierlichen Weg durch die dispergierte Hartphase **42** zu folgen, ohne durch das Einlaufen in die festere kontinuierliche Phase **41** angehalten zu werden. Obwohl der Hartmetallhybrid einige Verbesserung in der Zähigkeit hat, hat folglich der sich ergebende Hartmetallhybrid eine Zähigkeit näher an der dispergierten Hartphase als an der zäheren kontinuierlichen Phase.

[0034] Die gegenwärtigen Erfinder haben ein Verfahren zur Herstellung von Hartmetallhybriden mit verbesserten Eigenschaften entdeckt. Das Verfahren zur Herstellung eines Hartmetallhybrids schließt das Vermischen mindestens eines teilweise oder vollständig gesinterten Granulats der dispergierten Hartmetall-Güteklaasse und mindestens eines grünen oder ungesinterten Granulats der kontinuierlichen Hartmetall-Güteklaasse ein. Die Mischung wird dann verdichtet und unter Verwendung herkömmlicher Einrichtungen gesintert. Teilweises oder vollständiges Sintern der Granulate der dispergierten Phase führt zur Verstärkung der Granulate (verglichen zu „grünen“ Granulaten). Andererseits werden die verstärkten Granulate der dispergierten Phase einen gesteigerten Widerstand gegenüber Kollabieren während der Verfestigung der Mischung haben. Die Granulate der dispergierten Phase können teilweise oder vollständig bei Temperaturen von etwa 400 bis etwa 1300°C abhängig von der gewünschten Festigkeit der dispergierten Phase gesintert werden. Die Granulate können durch eine Vielzahl von Einrichtungen wie zum Beispiel, aber nicht darauf begrenzt, Wasserstoffsintern und Vakuumsintern gesintert werden. Das Sintern der Granulate kann eine Entfernung von Schmiermittel, Oxidverringerung, Verdichtung und Entwicklung der Mikrostruktur hervorrufen. Die Verfahren zum teilweisen oder vollständigen Sintern der Granulate der dispergierten Phase vor dem Vermischen führt zu einer Verringerung des Kollabierens der dispergierten Phase während der Verfestigung der Mischung.

[0035] Ausführungsformen dieses Verfahrens zum Herstellen von Hartmetallhybriden ermöglichen das Bilden von Hartmetallhybriden mit niedrigeren Nachbarschaftsverhältnissen der dispergierten Phase. Siehe [Fig. 4B](#) und [Fig. 5B](#). Da die Granulate von mindestens einem Hartmetall teilweise oder vollständig vor dem Vermischen gesintert werden, kollabieren die gesinterten Granulate während der Verfestigung nach dem Mischen nicht und die Nachbarschaft der sich ergebenden Hartmetallhybride ist niedrig. Allgemein gesprochen, je gr-

ßer die Korngröße des Hartmetalls der dispergierten Phase ist und je kleiner die Granulatgröße des Hartmetalls der kontinuierlichen Phase ist, um so niedriger ist das Nachbarschaftsverhältnis bei jedem Volumenanteil der Hart-Güteklaasse. Die Ausführungsformen der Hartmetallhybride, die in [Fig. 4B](#), [Fig. 5B](#), [Fig. 6A](#), [Fig. 6B](#) und [Fig. 6C](#) gezeigt werden, wurde durch zunächst Sintern der Granulate des Hartmetalls der dispergierten Phase bei etwa 1000°C hergestellt.

Beispiel 1

[0036] Ein Hartmetallhybrid wurde durch das Verfahren der vorliegenden Erfindung hergestellt. Siehe [Fig. 4B](#). In der Ausführungsform des in [Fig. 4B](#) gezeigten Hartmetallhybrids **45** ist die kontinuierliche Phase **46** eine zähe rissbeständige Phase und die dispergierte Phase **47** ist eine harte verschleißbeständige Phase. Die Zusammensetzung und das Volumenverhältnis der zwei Phasen der Ausführungsform der [Fig. 4B](#) ist die gleiche wie in dem vorstehend beschriebenen Hartmetallhybrid der [Fig. 4A](#). Das Verfahren zur Herstellung des Hartmetallhybrids ist jedoch unterschiedlich und der sich ergebende Unterschied in der Mikrostruktur des Hartmetallhybrids und den Eigenschaften ist signifikant. Da die Granulate der dispergierten Phase **47** vor dem Vermischen gesintert wurden, kollabierten die Granulate der dispergierten Phase **47** während des Verfestigens der Mischung nicht signifikant, was zu einem Nachbarschaftsverhältnis der in [Fig. 4B](#) gezeigten Ausführungsform von 0,31 führt. Signifikanter Weise ist das Nachbarschaftsverhältnis dieser Ausführungsform geringer als die Nachbarschaftsverhältnisse der in den [Fig. 2](#) und [Fig. 4A](#) gezeigten Hartmetallhybride, die jeweils ein Nachbarschaftsverhältnis von 0,52 und 0,5 haben. Die Verringerung des Nachbarschaftsverhältnisses hat einen signifikanten Effekt auf die Bulkeigenschaften des Hartmetallhybrids. Die Härte der Ausführungsform des in [Fig. 4B](#) gezeigten Hartmetallhybrids ist 15,2 MPa·√m, mehr als 18% Anstieg über den in [Fig. 4A](#) gezeigten Hartmetallhybrid. Es wird angenommen, dass dies ein Ergebnis der geringeren Anzahl von Zwischenverbindungen zwischen den dispergierten Phasenbereichen ist und folglich ein Rissfortschritt, der in einer der harten dispergierten Phasenbereiche **47** beginnt, nicht durch die zähre kontinuierliche Phase **46** gehalten wird. Das Verfahren der vorliegenden Erfindung ermöglicht das Begrenzen des Nachbarschaftsverhältnisses eines Hartmetallhybrids auf weniger als 1,5 mal das Volumenverhältnis der dispergierten Phase in dem Hartmetallhybrid. In gewissen Anwendungen kann es vorteilhaft sein, das Nachbarschaftsverhältnis des Hartmetallhybrids auf weniger als 1,2 mal das Volumenverhältnis der dispergierten Phase zu begrenzen.

Beispiel 2

[0037] Ein Hartmetallhybrid wurde durch das Verfahren der vorliegenden Erfindung hergestellt. Granulate eines harten Hartmetalls FK10F™ wurden bei 1000°C gesintert. Die gesinterten Granulate des Hartmetalls FK10F™ wurden mit „grünen“ oder ungesinterten Granulaten des Hartmetalls 2055™ vermischt. Die Mischung, welche die gesinterten und ungesinterten Granulate umfasste, wurde dann verfestigt und unter Verwendung herkömmlicher Einrichtungen gesintert. Die Pulververfestigung unter Verwendung herkömmlicher Techniken kann verwendet werden, wie beispielsweise mechanisches oder hydraulisches Pressen in steifen Matrizen wie auch isostatisches Pressen mit oder ohne flüssiges Medium. Abschließend kann ein Sintern bei Flüssigphasentemperaturen in herkömmlichen Vakuumöfen oder bei hohen Drücken in einem Sinter-HIP-Ofen ausgeführt werden. Siehe [Fig. 5B](#). In der Ausführungsform des in [Fig. 5B](#) gezeigten Hartmetallhybrids **55** ist die kontinuierliche Phase **56** eine zähe rissbeständige Phase und die dispergierte Phase **57** ist eine harte verschleißbeständige Phase. Die Zusammensetzung und das Volumenverhältnis der zwei Phasen der Ausführungsform von [Fig. 5B](#) ist die gleiche wie in den Hartmetallhybrid der [Fig. 5A](#), das durch das vorstehend beschriebe herkömmliche Verfahren hergestellt wurde. Der Volumenanteil der dispergierten Phase von beiden Hartmetallhybriden der [Fig. 5A](#) und [Fig. 5B](#) ist 0,45. Das Verfahren zur Herstellung des Hartmetallhybrids ist jedoch unterschiedlich und der sich ergebende Unterschied in der Mikrostruktur des Hartmetallhybrids und den Eigenschaften ist signifikant. Da die Granulate der dispergierten Phase **57** vor dem Vermischen gesintert wurden, kollabierten die Granulate der dispergierten Phase **57** bei der Verfestigung der Mischung nicht, was zu einem Nachbarschaftsverhältnis der Ausführungsform des in [Fig. 5B](#) gezeigten Hartmetallhybrids von 0,48 führte. Signifikanter Weise ist das Nachbarschaftsverhältnis dieser Ausführungsform geringer als die Nachbarschaftsverhältnisse des in [Fig. 5A](#) gezeigten Hartmetallhybrids, das ein Nachbarschaftsverhältnis von 0,75 hat. Die Verringerung des Nachbarschaftsverhältnisses hat einen signifikanten Effekt auf die Bulkeigenschaften des Hartmetallhybrids. Die Palmquist-Zähigkeit der Ausführungsform des in [Fig. 5B](#) gezeigten Hartmetallhybrids ist 13,2 MPa·√m, ein 25%iger Anstieg über die Palmquist-Zähigkeit von 10,6 MPa·√m des in [Fig. 5A](#) gezeigten Hartmetallhybrids. Es wird erneut angenommen, dass das ein Ergebnis der Verringerung der Zwischenverbindungen zwischen der dispergierten Phase ist und folglich ein Rissfortschritt, der in der harten dispergierten Phase **57** beginnt, durch die zähre kontinuierliche Phase **56** abgebrochen würde.

[0038] Verschiedene zusätzliche Ausführungsformen der Hartmetallhybride wurden durch das Verfahren der

vorliegenden Erfindung unter Verwendung kommerziell erhältlicher Hartmetall-Güteklassen hergestellt, siehe Tabelle 1. Jeder dieser kommerziell erhältlichen Hartmetall-Güteklassen ist von der Firth Sterling Abteilung von Allegheny Technologies Corporation erhältlich.

Tabelle I

Eigenschaften von kommerziell erhältlichen Hartmetall- Güteklassen

Gütekasse	Zusammensetzung (Gew.-%)		mittlere WC-Korn- größe	Härte (HRA)	Verschleiß- beständig- keit (10/mm ³)	Palm- quist-Zähig- keit (MPa·√m)
	Co	WC				
FK10F™	6	94	0,8	93,0	6,6	9,5
AF63™	6	94	4–6	90,0	1,43	13,2
2055™	10	90	4–6	87,3	0,93	17,4
R-61™	15	85	3–5	85,9	0,73	22,7
H-25™	25	75	3–5	82,2	0,5	35,5

[0039] Es sollte jedoch verstanden werden, dass solche Güteklassen auf dem Wege des Beispiels bereitgestellt werden und nicht erschöpfend für die möglichen Hartmetalle sind, die in den Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung für entweder die dispergierte oder die kontinuierliche Phase verwendet werden können.

[0040] Zwei Ausführungsformen der Hartmetallhybride der vorliegenden Erfindung wurden mit einer dispergierten Phase von FK10F™ und einer kontinuierlichen Phase von AF63™ hergestellt. Wie in Tabelle 1 gesehen werden kann, haben FK10F™ und AF63™ ähnliche Kobaltbinderkonzentrationen, die mittlere Korngröße der Wolframcarbidkörner der AF63™ Gütekasse ist jedoch größer als die der FK10F™ Gütekasse.

Tabelle II

Hartmetallhybrid mit einer dispergierten Phase von FK10F™ und einer kontinuierlichen Phase von AF63™

Probe Nr.	Volumenanteil der dispergierten Phase	Verschleiß-beständigkeit (10/mm ³)	Palm-quist-Zähigkeit (MPa·√m)	Härte (HRA)	Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase	das 1,5-fache des Volumenanteils der dispergierten Phase
1	0,075	1,61	12,2	90,1	0,05	0,113
2	0,18	1,72	10,5	90,4	0,12	0,27

[0041] Wie in Tabelle II gesehen werden kann, führten die Ausführungsformen der Hartmetallhybride, die durch das Verfahren der vorliegenden Erfindung mit den bei 1000°C vor dem Vermischen gesinterten dispergierten Phasen hergestellt wurden, unter Verwendung dieser herkömmlichen Güteklassen zu einer vorteilhaften Kombination der Eigenschaft jedes der individuellen Hartmetall-Güteklassen. In Probe Nr. 1 schloss der Hartmetallhybrid nur 7,5 Vol.-% des Hartmetalls der Hart-Gütekasse FK10F™ ein, jedoch stieg die Verschleiß-beständigkeit um mehr als 12% an, während die Zähigkeit nur um 7,5% verringert wurde.

Tabelle III

Hartmetallhybrid mit einer dispergierten Phase von FK10FTM und einer kontinuierlichen Phase von 2055TM

Probe Nr.	Volumenanteil der dispergierten Phase	Verschleißbeständigkeit (10/mm ³)	Palmquist-Zähigkeit (MPa·√m)	Härte (HRA)	Nachbarschafts-Verhältnis der dispergierten Phase	das 1,5-fache des Volumenanteils der dispergierten Phase
3	0,09	0,93	17,0	87,3	0,12	0,135
4	0,22	1,40	16,1	88,4	0,26	0,33
5	0,35	1,72	14,1	89,2	0,39	0,53

[0042] Weitere Ausführungsformen der Hartmetallhybride wurden mit einer kontinuierlichen Phase des Hartmetalls der 2055TM Güteklaasse hergestellt. 2055TM ist eine zähe Güteklaasse des Hartmetalls. Mikroskopaufnahmen des Querschnitts jeder der Proben Nr. 3, 4 und 5 werden in [Fig. 6A](#), [Fig. 6B](#) und [Fig. 6C](#) jeweils gezeigt. Das Nachbarschaftsverhältnis jeder dieser Proben wird in Tabelle III gezeigt. Probe Nr. 3 umfasst nur 9 Vol.-% der dispergierten Phase und [Fig. 6A](#) zeigt klar die dispergierte Phase als diskrete Bereiche. Da der Volumenanteil auf 22% und 35% steigt, siehe [Fig. 6B](#) und [Fig. 6C](#) und Tabelle III, beginnen die Eigenschaften des Hartmetallhybrids zu den Eigenschaften der dispergierten Hartphase sich zu verschieben, was Anstiege der Verschleißbeständigkeit und der Härte zeigt, aber weiterhin eine relativ hohe Zähigkeit aufrecht erhält, um Rissfortschritt in der kontinuierlichen Phase zu vermindern. Die Eigenschaften der Ausführungsformen der in Tabelle III gezeigten Hartmetallhybride zeigen die Verschleißbeständigkeit der zähen Hartmetallmaterialien mit kleinen Verringerungen der Zähigkeit.

Tabelle IV

Hartmetallhybrid mit einer dispergierten Phase von FK10FTM und einer kontinuierlichen Phase von R-61TM

Probe Nr.	Volumenanteil der dispergierten Phase	Verschleißbeständigkeit (10/mm ³)	Palmquist-Zähigkeit (MPa·√m)	Härte (HRA)	Nachbarschafts-Verhältnis der dispergierten Phase	das 1,5-fache des Volumenanteils der dispergierten Phase
6	0,08	0,83	22,2	86,2	0,11	0,12
7	0,20	1,30	20,1	87,5	0,25	0,30
8	0,33	1,72	14,5	88,6	0,40	0,50

[0043] Weitere Beispiele von Ausführungsformen von Hartmetallhybriden werden in Tabelle IV mit den Eigenschaften der Hartmetallhybride gezeigt. Die Ausführungsformen der Proben der Tabelle IV wurden durch Vermischen gesinterter Granulate von FK10FTM mit R-61TM hergestellt. R-61TM ist eine zähre Güteklaasse der Hartmetalle als AF63TM und 2055TM. Die Ergebnisse sind überraschend. Die Verschleißbeständigkeit des Hartmetallhybrids steigt signifikant über die Verschleißbeständigkeit der kontinuierlichen Phase mit nur einer kleinen Verringerung der Zähigkeit an. Zum Beispiel steigt mit 20 Vol.-% des gesinterten FK10FTM zugesetzt zu R-51TM die Verschleißbeständigkeit um 78% an, während die Zähigkeit nur um 11% verringert wird.

[0044] Das Verfahren der vorliegenden Erfindung kann zu signifikanten Verbesserungen der Eigenschaften von Hartmetallen führen.

Tabelle V

Hartmetallhybrid mit einer dispergierten Phase von FK10F™ und einer kontinuierlichen Phase von H-25™

Probe Nr.	Volumenanteil der dispergierten Phase	Verschleißbeständigkeit (10/mm³)	PalmquistZähigkeit (MPa·√m)	Härte (HRA)	Nachbarschafts-Verhältnis der dispergierten Phase	das 1,5-fache des Volumenanteils der dispergierten Phase
9	0,07	0,8	33,0	82,2	0,09	0,11
10	0,17	1,04	29,3	84,1	0,21	0,26
11	0,30	1,15	24,6	86,5	0,35	0,45

[0045] Ausführungsformen der Hartmetallhybride wurde ebenso unter Verwendung von H-25™ als kontinuierliche Phase hergestellt. Die ähnlich überraschenden Verbesserungen der Eigenschaften werden in Tabelle V gezeigt.

[0046] [Fig. 7](#) ist ein Ausdruck der Daten, die aus den Proben Nr. 1 bis 11 gesammelt wurden. Wie schnell ersehen werden kann, haben die durch das Verfahren der vorliegenden Erfindung hergestellten Hartmetallhybride eine verbesserte Kombination von Eigenschaften, Zähigkeit und Verschleißbeständigkeit. Die Verbunde der vorliegenden Offenbarung können zu Gegenständen hergestellt werden, welche insbesondere für eine Anzahl von Anwendungen geeignet sind, zum Beispiel Steinbohren (Bergbauindustrie und Öl-/Gas-Erforschung), Anwendungen als Verschleißteile in Maschinen, die für die Konstruktion angewendet werden, als Walzenmaterialien beim Heißwalzen von Stahl und anderen Metallen und bei Schlagformanwendungen, zum Beispiel Kaltstauchen, etc..

[0047] Für den Zweck dieser Erfindung werden Hartmetalle als jene von einem oder mehr der Übergangsmetalle wie Titan, Chrom, Vanadium, Zirkonium, Hafnium, Tantal, Molybdän, Niob und Wolfram als die harte dispergierte Phase definiert, die durch Kobalt, Nickel oder Eisen oder Legierungen von diesen Metallen als der Binder oder die kontinuierliche Phase zusammengezementiert sind. Zusätzlich kann die Binderphase bis zu 25 Gew.-% Legierungselemente wie beispielsweise, aber nicht darauf begrenzt, Wolfram, Titan, Tantal, Niob, Chrom, Molybdän, Bor, Kohlenstoff, Silizium und Ruthenium wie auch andere enthalten.

Patentansprüche

1. Hartmetall-Hybridverbund, welcher umfasst:

zwischen 2 und 50 Vol.-% einer dispergierten Hartmetallphase, die umfasst
Carbide von mindestens einem Übergangsmetall, das aus Titan, Chrom, Vanadium, Zirkonium, Hafnium, Tantal, Molybdän, Niob und Wolfram ausgewählt ist, und
einen Binder, der mindestens eines aus Kobalt, Nickel, Eisen, Kobaltlegierung, Nickellegierung und Eisenlegierung umfasst; und

eine kontinuierliche Hartmetallphase, die umfasst
Carbide von mindestens einem Übergangsmetall, das aus Titan, Chrom, Vanadium, Zirkonium, Hafnium, Tantal, Molybdän, Niob und Wolfram ausgewählt ist, und
einen Binder, der mindestens eines aus Kobalt, Nickel, Eisen, Kobaltlegierung, Nickellegierung, und Eisenlegierung umfasst;

wobei das Nachbarschaftsverhältnis Ct der dispergierten Phase kleiner oder gleich 0,48 ist, wobei $Ct = 2N_{La\beta}/(N_{La\alpha} + 2N_{La\beta})$ ist, wenn die Anzahl der Überschneidungen bestimmt wird, die willkürlich orientierte Linien von bekannter Länge, die auf der Mikrostruktur als eine Mikrophotographie platziert sind, mit spezifischen strukturellen Merkmalen machen, und $N_{La\alpha}$ die gesamte Anzahl an Überschneidungen ist, welche durch die Linien dispergierte – dispergierte Phase gemacht werden, und $N_{La\beta}$ diejenige mit Grenzflächen dispergierte – kontinuierliche Phase ist.

2. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase weniger als 0,4 ist.

3. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 2, wobei das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase weniger als 0,2 ist.

4. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei die Härte der dispergierten Phase größer als die Härte der kontinuierlichen Phase ist.

5. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, welcher ferner eine zweite dispergierte Hartmetallphase umfasst, wobei mindestens die Zusammensetzung und/oder die Eigenschaften der zweiten dispergierten Hartmetallphase von den anderen dispergierten Hartmetallphasen verschieden ist.

6. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei die dispergierte Phase zwischen 2 und 25 Vol.-% des Hartmetall-Hybridverbundmaterials ist.

7. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei die Härte der dispergierten Phase größer oder gleich 88 HRA und weniger oder gleich 95 HRA ist.

8. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 7, wobei die Palmquist-Zähigkeit der kontinuierlichen Phase größer als $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ist.

9. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 7, wobei die Härte der kontinuierlichen Phase größer oder gleich 78 HRA oder weniger oder gleich 91 HRA ist.

10. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei der Binder der dispergierten Phase und der Binder der kontinuierlichen Phase ferner jeweils unabhängig mindestens ein Legierungsmittel umfassen, das aus Wolfram, Titan, Tantal, Niob, Chrom, Molybdän, Bor, Kohlenstoff, Silizium und Ruthenium ausgewählt ist.

11. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei die dispergierte Hartmetallphase Wolframcarbid und Kobalt umfasst und die kontinuierliche Hartmetallphase Wolframcarbid und Kobalt umfasst.

12. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei die Binderkonzentration der dispergierten Phase zwischen 2 Gew.-% und 15 Gew.-% ist und die Binderkonzentration der kontinuierlichen Phase zwischen 6 Gew.-% und 30 Gew.-% ist.

13. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, welcher eine Abriebfestigkeit größer als $0,7 \text{ N/mm}^3$ und einer Palmquist-Zähigkeit größer als $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ hat.

14. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 13, welcher eine Palmquist-Zähigkeit größer als $20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ hat.

15. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 1, wobei das Nachbarschaftsverhältnis der dispergierten Phase größer als 0 und weniger oder gleich 0,4 ist.

16. Hartmetall-Hybridverbund nach Anspruch 15, wobei das Nachbarschaftsverhältnis der ersten Phase größer als 0 bis 0,3 ist.

17. Verfahren zur Herstellung eines Hartmetall-Hybridverbunds, welches umfasst:
Vermischen von mindestens teilweise und/oder vollständig gesinterten Körnchen eines ersten dispergierten Hartmetallgrades mit mindestens ungesinterten Körnchen eines zweiten kontinuierlichen Hartmetallgrades, wobei die sich ergebende Mischung 2 bis weniger als 40 Vol.-% gesinterte Körnchen und mehr als 60 bis 98 Vol.-% ungesinterte Hartmetallkörnchen umfasst, und wobei der erste dispergierte Hartmetallgrad und der zweite kontinuierliche Hartmetallgrad unabhängig umfassen
Carbide von mindestens einem Übergangsmetall, das aus Titan, Chrom, Vanadium, Zirkonium, Hafnium, Tantal, Molybdän, Niob und Wolfram ausgewählt ist, und
einen Binder, welcher Kobalt, Nickel, Eisen und Kobaltlegierung, Nickellegierung und Eisenlegierung umfasst;
Verfestigen der Mischung, um einen Formkörper zu bilden; und
Sintern des Formkörpers, um ein Hartmetallhybrid zu bilden.

18. Verfahren nach Anspruch 17, welches ferner Erhitzen eines Metallpulvers umfasst, das ein Metallcarbid und einen Binder umfasst, um die gesinterten Körnchen zu bilden.

19. Verfahren nach Anspruch 18, wobei das Sintern des Metallpulvers bei einer Temperatur zwischen 400°C und 1300°C ausgeführt wird.

20. Verfahren nach Anspruch 17, wobei die Mischung zwischen 2 und 30 Vol.-% gesinterte Körnchen und zwischen 70 und 98 Vol.-% ungesinterte Körnchen aufweist.

21. Verfahren nach Anspruch 17, wobei mindestens der Binder des ersten Hartmetallgrades und/oder der Binder des zweiten Hartmetallgrades ferner mindestens ein Legierungsmittel umfasst, das aus Wolfram, Titan, Tantal, Niob, Chrom, Molybdän, Bor, Kohlenstoff, Silizium und Ruthenium ausgewählt ist.

Es folgen 7 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

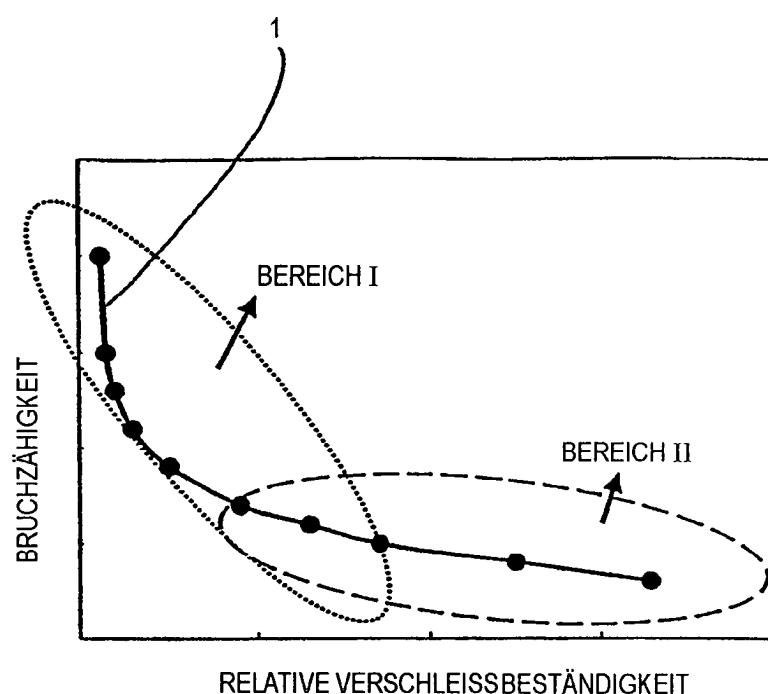


FIG. 1

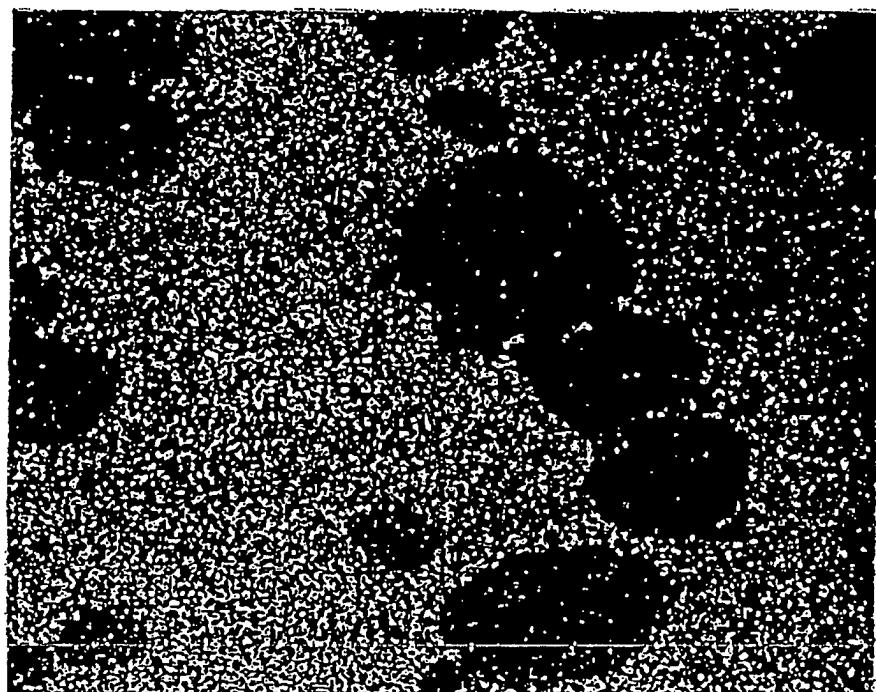


FIG. 2

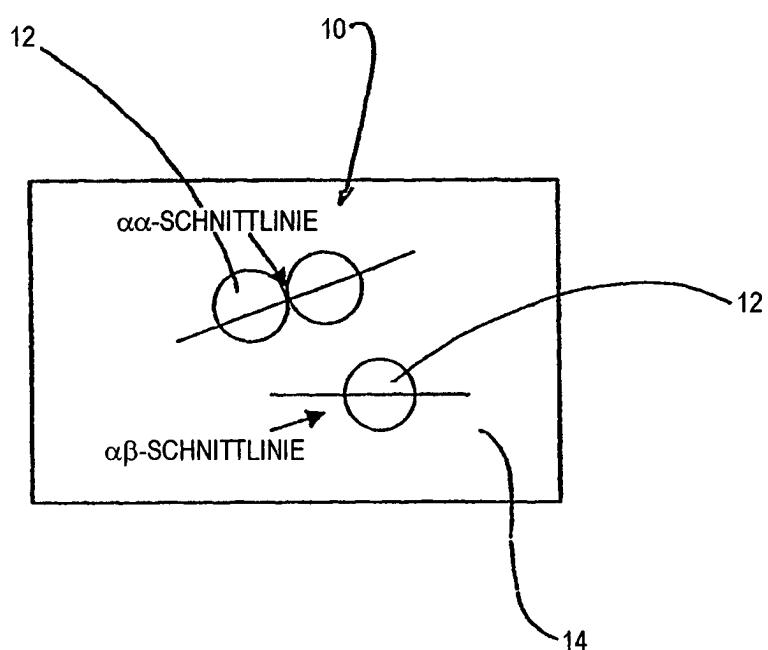
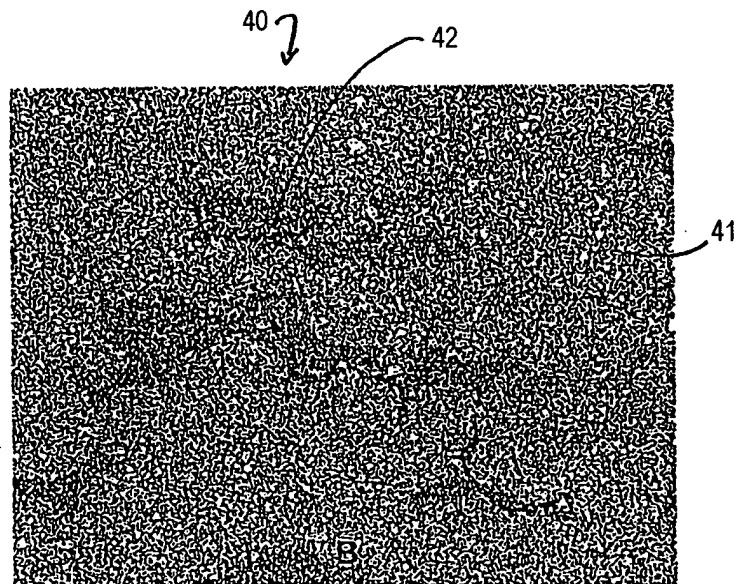


FIG. 3



(STAND DER TECHNIK)
FIG. 4A

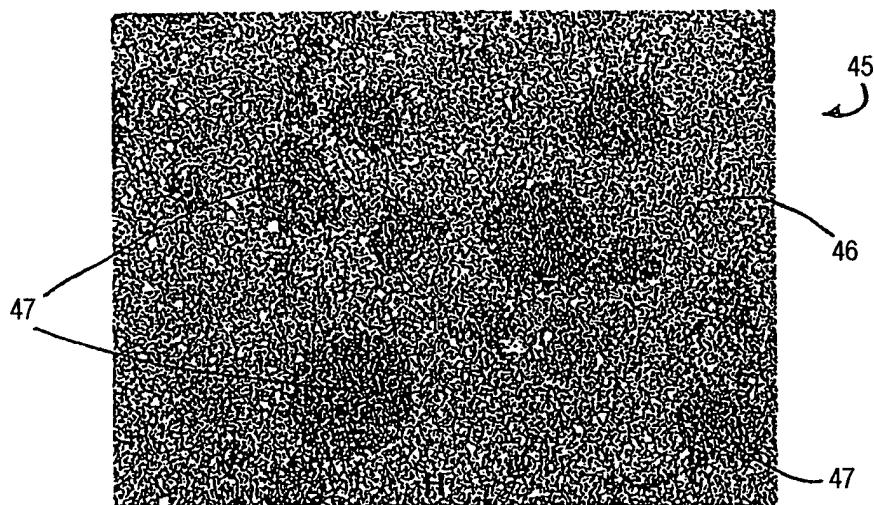
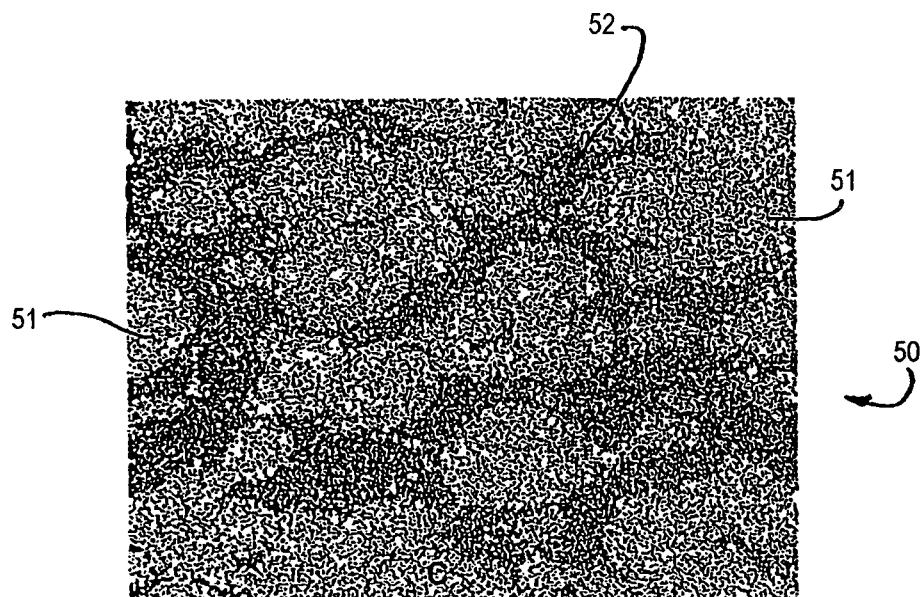


FIG. 4B



(STAND DER TECHNIK)
FIG. 5A

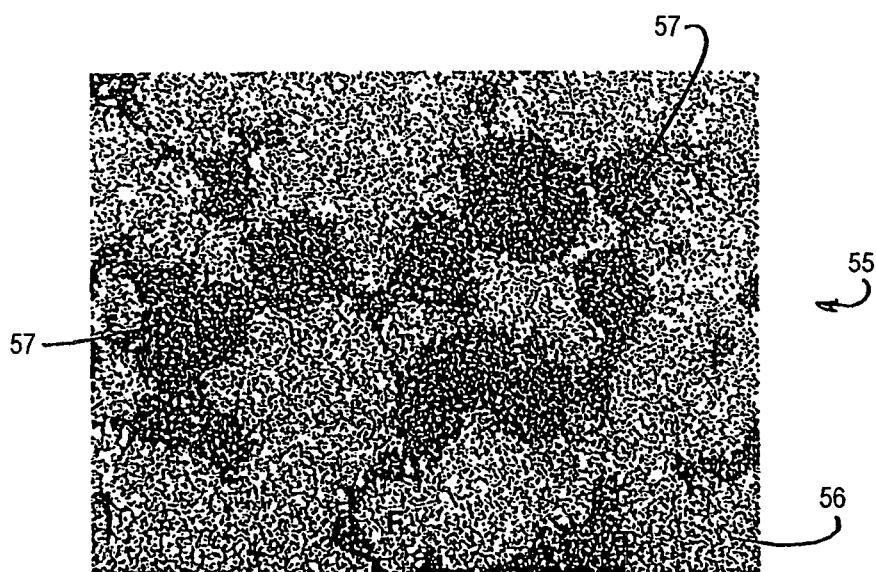


FIG. 5B

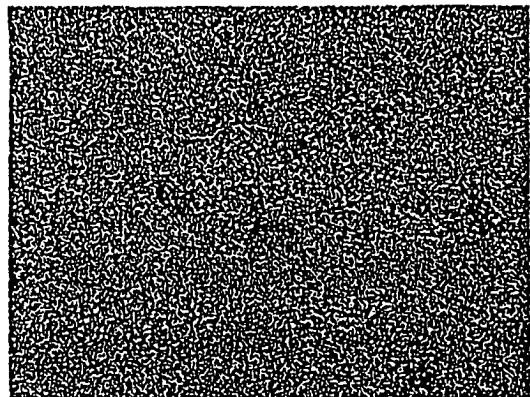


FIG. 6A

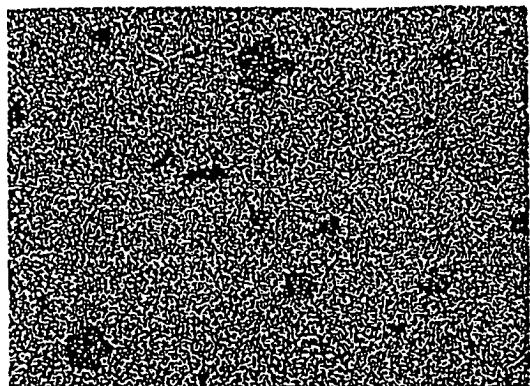


FIG. 6B

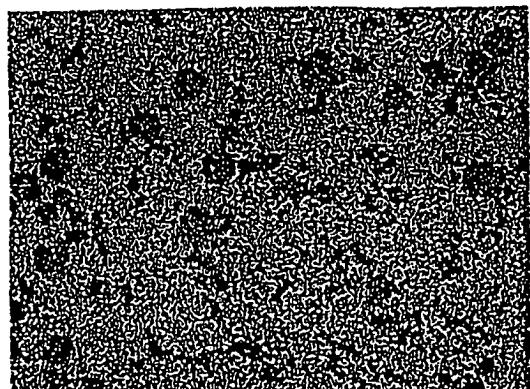


FIG. 6C

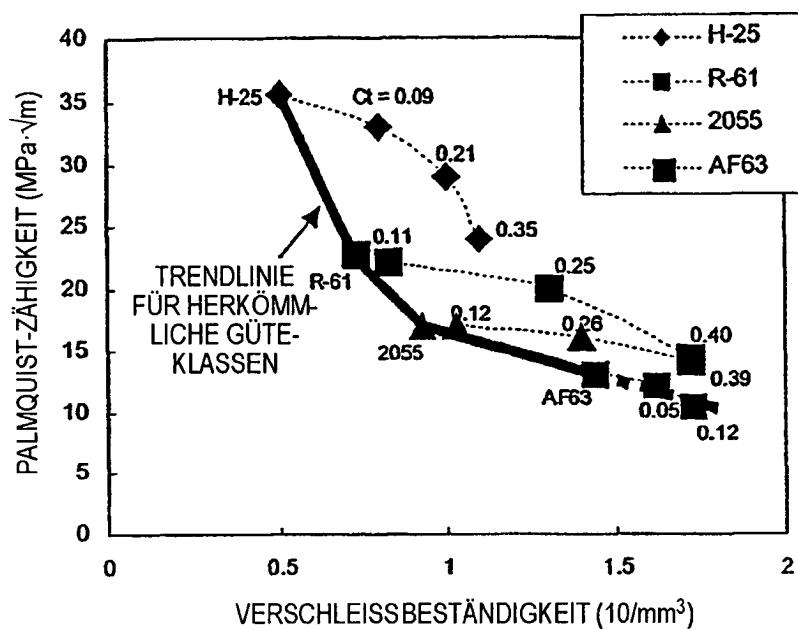


FIG. 7