



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 600 04 899 T2 2004.07.08**

(12) **Übersetzung der europäischen Patentschrift**

(97) **EP 1 028 098 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **600 04 899.3**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **00 102 630.1**

(96) Europäischer Anmeldetag: **08.02.2000**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **16.08.2000**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **03.09.2003**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **08.07.2004**

(51) Int Cl.7: **C04B 35/80**

C04B 35/573, E06B 3/70, C04B 38/00

(30) Unionspriorität:

3197999 09.02.1999 JP

10188199 08.04.1999 JP

2000005168 14.01.2000 JP

(73) Patentinhaber:

NGK Insulators, Ltd., Nagoya, Aichi, JP

(74) Vertreter:

**Tiedtke, Bühling, Kinne & Partner GbR, 80336
München**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

DE, FR, GB

(72) Erfinder:

**Hanzawa, Shigeru, Kagamigahara-city, Gifu-pref.,
509-0122, JP; Nakano, Kenji, Tokai-city,
Aichi-pref., 477-0032, JP**

(54) Bezeichnung: **SiC-C/C Verbundwerkstoff und seine Verwendungen**

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

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

Beschreibung

Hintergrund der Erfindung und verwandter Stand der Technik

Gebiet der Erfindung

[0001] Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf ein neuartiges SiC-C/C-Verbundmaterial, das für Vorrichtungen für geschmolzenes Metall, die eine hohe Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen benötigen, wie etwa geschmolzenes Metall fördernde Pumpen, die in geschmolzenem Metall verwendet werden, oder Pumpen für geschmolzenes Metall zum Entfernen von Schlacke, für Schleifelemente, die bei hohen Temperaturen eine Oxidationsbeständigkeit benötigen, für Gleitelemente wie etwa Kugellager und Gleitlager, die in Geräten zur Herstellung von Halbleitern verwendet werden, für Präzisionsinstrumente, Teile von Autos und Flugzeugen und Bremsen, die als Reibungsmaterialien für Bremsen verwendet werden, die so angebracht sind, dass sie mit Vorrichtungen zur Kontrolle der Geschwindigkeit verzahnt sind, die verwendet werden, um Massenverkehrsmittel wie etwa große Autos, Ultrahochgeschwindigkeitszüge und Flugzeuge anzuhalten oder deren Geschwindigkeit zu kontrollieren, verwendbar sind. Die Erfindung bezieht sich des Weiteren auf ein Verfahren zur Herstellung des Kompositmaterials.

Bemerkung zum verwandten Stand der Technik

[0002] Aluminiumzinklegierungen, SUS und verschiedene andere Legierungen werden für Vorrichtungen für geschmolzenes Metall verwendet, aber da sie bei hohen Temperaturen verwendet werden, ist ihre Lebensdauer kurz, und zwar etwa eine Woche.

[0003] Daher müssen sie häufig ausgetauscht werden, und der Austauschvorgang bei einer hohen Temperatur ist sehr schwierig. Daher werden jene Materialien nachgefragt, die keine Substanzen liefern, die das geschmolzene Metall verunreinigen und die eine hohe Abriebbeständigkeit, Oxidationsbeständigkeit und Haltbarkeit haben und über einen langen Zeitraum bei hohen Temperaturen verwendet werden können.

[0004] Zum Beispiel wird das Platieren von Stahllagen für Autos durch Eintauchen der zu plattierenden Stahllagen in Metalle wie etwa Zink und Aluminium, die durch Erhitzen geschmolzen werden (geschmolzenes Metall), durchgeführt. Wenn die zu plattierenden Materialien wiederholt eingetaucht werden, wachsen allerdings Verunreinigungen in dem geschmolzenen Metall in der Form von Teilchen an, was die Bildung von suspendierten festen Materialien (Schlacke) in dem geschmolzenen Metall verursacht. Wenn die Plattierung auf diese Weise fortgesetzt wird, wird die Plattierungsdicke uneben oder das Erscheinungsbild der plattierten Gegenstände wird schlecht.

[0005] Daher wird in dem Metallplattierungsschritt der Plattierungsvorgang unter Entfernen der Schlacke durch eine Pumpe für geschmolzenes Metall durchgeführt. Die **Fig. 9** zeigt ein Beispiel für die Pumpe für geschmolzenes Metall. In **Fig. 9** wird die Stahllage **11**, die ein zu plattierendes Material ist, in einer Wasserstoffatmosphäre plattiert, indem sie mittels einer Riemenscheibe **12** in geschmolzenes Metall **13** eingetaucht wird. Die Pumpe **14** für geschmolzenes Metall ist im Allgemeinen mit einem Schlacke-Lagerungsabschnitt **15** und einem Schlacke-Durchlass **16** mit Öffnungen an beiden Enden bereitgestellt. Eine Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses **16** steht mit dem geschmolzenen Metall **13** außerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts **15** in Kontakt, und eine weitere Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses **16** steht mit geschmolzenem Metall **13** innerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts **15** in Kontakt. Des Weiteren hat der Schlacke-Durchlass **16** ein Antriebsrad **18**, das einen Flüssigkeitsstrom von einer Endenseite zu einer weiteren Endenseite fördert und das an einer weiteren Seite des Schlacke-Durchlasses an einen sich drehenden Schaft **17** angebracht ist. In der in **Fig. 9** gezeigten Pumpe **14** für geschmolzenes Metall bildet der Innenraum des inneren Behälters **20** den Schlacke-Lagerungsabschnitt **15**, und der Raum zwischen der Innenwand des äußeren Behälters **21** und der Außenwand des inneren Behälters **20** bildet den Schlacke-Durchlass **16**.

[0006] Gleitmaterialien wie etwa Kugellager und Gleitlager werden weitreichend auf verschiedenen Gebieten wie etwa für Halbleiter, Keramiken, elektronische Teile und bei der Herstellung von Fahrzeugen als bildende Elemente von Geräten zur Herstellung von Halbleitern, Präzisionsinstrumenten und Teilen von Autos und Flugzeugen verwendet. Insbesondere werden gegenwärtig mit dem schnellen Voranschreiten der technischen Innovation Gleitmaterialien, die für Gleitlager, Gleitstücke, Lagerhalterungen, etc. auf den Gebieten der Weltraumentwicklung wie etwa bei einem Spaceshuttle und einem Raumgleiter und auf Gebieten der Energie wie etwa der Kernenergie, der Solarenergie und der Wasserstoffenergie verwendet werden, bei hohen Temperaturen von höher als 400°C, bei denen Öl aufgrund von Verbrennen oder Carbonisierung nicht als Schmiermittel verwendet werden kann, oder bei niedrigen Temperaturen, bei denen Öl gefriert, verwendet. Daher müssen Gleitmaterialien an sich einen kinetischen Reibungskoeffizienten haben, der so klein wie möglich ist, und dürfen kaum abgenutzt werden. Darüber hinaus ist es natürlich für diese Gleitmaterialien nötig, dass sie bei moderaten bis hohen Temperaturen (200 bis 2000°C) eine hohe Festigkeit und hohe Verlässlichkeit (Zähigkeit und

Schlagbeständigkeit) und eine Beständigkeit gegenüber der Umwelt (Korrosionsbeständigkeit, Oxidationsbeständigkeit und Strahlungsbeständigkeit) haben. Aufgrund der kürzlichen Nachfrage nach Energieeinsparung ist es darüber hinaus für Gleitmaterialien zudem nötig, dass sie ein geringes Gewicht haben, so dass sie mit geringer Last angetrieben werden können.

[0007] Unter diesen Umständen sind bisher Siliciumnitrid oder Siliciumcarbidmaterialien, die eine hervorragende Hitzebeständigkeit und hohe Festigkeit haben, für Gleitmaterialien verwendet worden, aber diese haben einen großen kinetischen Reibungskoeffizienten von 0,5 bis 1,0, verursachen leicht die Abnutzung anderer Materialien und sind nicht notwendiger Weise für Gleitmaterialien geeignet. Zusätzlich haben sie zusammen mit dem großen kinetischen Reibungskoeffizienten eine hohe Dichte und die Nachteile des hohen Energieverbrauchs zum Antrieb. Darüber hinaus haben sie den Nachteil der Brüchigkeit als besonderer Eigenschaft und sind selbst aufgrund kleiner Risse beträchtlich brüchig, und daneben haben sie keine ausreichende Festigkeit gegenüber thermischen und mechanischen Schocks.

[0008] Um die Nachteile von Keramiken zu lösen, sind keramische Verbundmaterialien (CMC), die Verbünde aus kontinuierlichen keramischen Fasern umfassen, entwickelt und für Gleitmaterialien verwendet worden. Diese Materialien haben selbst bei hohen Temperaturen eine hohe Festigkeit und Zähigkeit und haben eine hervorragende Schlagbeständigkeit und Beständigkeit gegenüber der Umwelt, und daher werden sie hauptsächlich in Europa und Amerika als im Wesentlichen feuerfeste Gleitmaterialien erforscht.

[0009] Andererseits werden für Reibungsmaterialien, die in Bremsvorrichtungen verwendet werden, die an Massenverkehrsmittel wie etwa große Autos, Ultrahochgeschwindigkeitszüge und Flugzeuge angebracht sind, gegenwärtig weitreichend Kohlenstofffasern-in-Kohlenstoff-Materialien verwendet, die oftmals als C/C-Verbünde bezeichnet werden und bei hohen Temperaturen einen hohen Reibungskoeffizienten und ein geringes Gewicht haben. Bei diesen Massenverkehrsmitteln muss das Bremsen in Abhängigkeit von der Veränderung der Fahrumstände manchmal für einen langen Zeitraum durch Bremsvorrichtungen durchgeführt werden, oder das Bremsen durch Bremsvorrichtungen muss mit einer hohen Frequenz wiederholt werden. Daher werden im Falle der Bremsvorrichtungen, die C/C-Verbünde als Reibungsmaterialien verwenden, die Reibungsmaterialien über einen langen Zeitraum an der Luft hohen Temperaturen ausgesetzt. Da C/C-Verbünde verwendende Reibungsmaterialien im Grunde hauptsächlich aus Kohlenstofffasern bestehen, die bei hohen Temperaturen leicht brennen, reagieren demgemäß die Kohlenstofffasern unter solchen Bedingungen des Ausgesetztseins von hohen Temperaturen über einen langen Zeitraum mit Sauerstoff, was eine beträchtliche Abnutzung oder die Emission von Rauch verursacht, was zu schweren Unfällen führt. Hinsichtlich der Reibungskraft bei hohen Temperaturen und der beim Anbringen an Bremscheiben benötigten Flexibilität sind allerdings bisher noch keine Substitute für diese entdeckt worden.

[0010] Andererseits sind keramikartige SiC-C/C-Verbundmaterialien (CMC), die einen Verbund aus einer keramischen Matrix und in die Matrix eingebetteten Fasern umfassen, auf die folgende Weise entwickelt worden. Das heisst, mehrere hundert bis mehrere tausend lange Keramikfasern mit einem Durchmesser von etwa 10 µm werden gebündelt, um ein Faserbündel (Garn) zu bilden, diese Faserbündel werden planar oder dreidimensional angeordnet, um Lagen mit nur einer Richtung (UD-Lagen) oder verschiedene Stoffe zu bilden, oder diese Lagen oder Stoffe werden laminiert, wodurch eine Vorform (Faser-Vorform) einer gegebenen Gestalt gebildet wird, und in der Vorform wird durch das CVI-Verfahren (chemisches Dampfimprägnierverfahren) oder durch Imprägnieren mit einem anorganischem Polymer und ein Brennverfahren oder durch Befüllen der Vorform mit keramischen Pulvern durch ein Gießformungsverfahren und anschließendem Brennen der Form, um eine Matrix zu bilden, eine Matrix gebildet.

[0011] Als Beispiele der CMC waren C/C-Verbünde, die Kohlenstofffasern umfassen, die planar oder dreidimensional angeordnet sind, zwischen denen Kohlenstoff umfassende Matrices gebildet sind, und durch SiC-Fasern verstärkte Si-SiC-Verbünde, die durch Imprägnieren eines geformten Körpers, der SiC-Fasern und SiC-Teilchen umfasst, mit metallischem Silicium gebildet werden, bekannt. Darüber hinaus offenbart das britische Patent Nr. 1457757 ein Verbundmaterial, das durch Imprägnieren eines C/C-Verbunds mit metallischem Silicium zur Bildung von SiC erhalten wird. Bei diesem Verbundmaterial wird ein sehr übliches Material als der C/C-Verbund zum Bilden eines Skeletteils verwendet. Das heisst, ein phenolisches Harz wird als ein Bindemittel auf Kohlenstofffasern mit einer geeigneten Dicke aufgetragen, diese werden in einer gleichmäßigen Faserichtung laminiert, so dass sich die gewünschte Gestalt ergibt, und das Laminat wird in eine Form mit einer speziellen Gestalt gegeben, gefolgt von Komprimieren und Aushärten, um einen geformten C/C-Verbundkörper zu erhalten. Dieser wird gebrannt, und der gebrannte Körper ist mit metallischem Silicium imprägniert.

[0012] Das phenolische Harz wird durch das Brennen carbonisiert, aber die verbleibende Kohlenstoffmenge beträgt höchstens etwa 50%, und nach dem Brennen liegen viele feine Poren in zufälliger Weise um die Kohlenstofffasern herum vor. Dieser ist mit metallischem Silicium imprägniert, aber es ist aufgrund des zufälligen Vorliegens der Poren sehr schwierig, den gesamten gebrannten Körper gleichmäßig mit Silicium zu imprägnieren. Die SiC-Matrix wird durch die Reaktion des freien, durch die Carbonisierung des als ein Bindemittel verwendeten phenolischen Harzes produzierten Kohlenstoffs mit für die Imprägnierung verwendetem metallischem Silicium gebildet, aber aufgrund der zufällig vorliegenden Poren wird die Matrix in diesem Fall nicht ho-

mogen, und zudem reagiert gleichzeitig das metallische Silicium zufällig mit Kohlenstofffasern, so dass eine SiC-Schicht auf den Kohlenstofffasern gebildet wird. Im Ergebnis werden die Probleme verursacht, dass die Kohlenstofffasern im Abschnitt der SiC-Schicht, die in wenigstens einem Teil des Verbundmaterials gebildet wird, kurz werden, was zu einer Verschlechterung der Schlagbeständigkeit, der Biegefestigkeit, der guten Schmierung und der Abriebbeständigkeit führt.

[0013] Da C/C-Verbünde eine hohe Zähigkeit haben, sind sie für Bremsenlemente aufgrund ihrer hervorragenden Schlagbeständigkeit, ihres leichten Gewichts und ihrer hohen Härte besser, aber sie bestehen aus Kohlenstoff und können somit in Gegenwart von Sauerstoff nicht bei hohen Temperaturen verwendet werden und haben bei der Verwendung für feuerfeste Gleitmaterialien eine Beschränkung. Da sie eine relativ geringe Härte und Kompressionsfestigkeit haben, ist darüber hinaus die Abnutzung durch Abrieb groß, wenn sie für Gleitmaterialien oder Bremsenlemente verwendet werden.

[0014] Andererseits haben durch SiC-Fasern verstärkte Si-SiC-Verbünde eine hervorragende Oxidationsbeständigkeit und Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung, aber sie können auf der Faseroberfläche leicht beschädigt werden. Darüber hinaus haben SiC-Fasern eine hohe Benetzbarkeit mit Si-SiC und sind fest verbunden, und somit ist der Effekt, dass sich der Hauptkörper und die Fasern gegeneinander verziehen, gering. Somit sind sie gegenüber C/C-Verbünden in ihrer Zähigkeit schlechter und haben daher eine niedrige Schlagbeständigkeit und sind für Gleitmaterialien mit komplizierten Gestalten oder mit Abschnitten dünner Wände, wie etwa für Lager und Gleitstücke, nicht geeignet. Des Weiteren fehlt ihnen die Verlässlichkeit für Materialien, die für eine lange Zeit für Vorrichtungen für geschmolzenes Metall, die bei hohen Temperaturen verwendet werden, geeignet sind. Somit sind Materialien, die eine hohe Verlässlichkeit haben und für einen langen Zeitraum verwendet werden können, noch nicht bereitgestellt worden.

[0015] Das heisst, bei der vorstehend erwähnten Pumpe **14** für geschmolzenes Metall müssen die Elemente, die mit dem geschmolzenen Metall **13** mit einer hohen Temperatur von 500 bis 800°C in Kontakt stehen, wie etwa der äußere Behälter **21**, der innere Behälter **20**, der sich drehende Schaft **17** und das Antriebsrad **18**, aus Materialien mit Schlagbeständigkeit bestehen. Wenn darüber hinaus das Material, das die Pumpe für geschmolzenes Metall bildet, in das geschmolzene Metall hineinläuft bzw. ausblutet, wird die Qualität der platierten Gegenstände beeinträchtigt, und daher müssen Materialien verwendet werden, die bei hohen Temperaturen nicht ausbluten. Darüber hinaus müssen die Materialien, die die Pumpe für geschmolzenes Metall bilden, eine Oxidationsbeständigkeit haben, da sie manchmal an der Luft verwendet werden. Unter diesen Gesichtspunkten wird SIALON als das Material für den äußeren Behälter etc. verwendet, also für die Elemente von jenen, die die Pumpe für geschmolzenes Metall bilden, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen.

Zusammenfassung der Erfindung

[0016] Es ist eine Aufgabe der vorliegenden Erfindung, ein neuartiges SiC-C/C-Verbundmaterial bereitzustellen, das für Bremsenlemente verwendbar ist und einen kinetischen Reibungskoeffizienten innerhalb des Bereichs hat, der die Gleiteigenschaften nicht vermindert, das einen Abriebwiderstand und ein geringes Gewicht hat, eine hervorragende Schlagbeständigkeit besitzt und zusammen mit einer hohen Härte Schlagbeständigkeit, Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und Beständigkeit gegenüber Absplittern hat, wodurch es für Gleitmaterialien verwendbar ist und kaum oxidiert oder abgenutzt wird, selbst wenn es in Gegenwart von Sauerstoff hohen Temperaturen ausgesetzt ist, wobei die hervorragende Schlagbeständigkeit und das leichte Gewicht von C/C-Verbünden beibehalten werden, und das somit keine solchen Nachteile wie C/C-Verbünde hat, die gegenwärtig für Bremsmaterialien für Massenverkehrsmittel verwendet werden und bei denen aufgrund einer beträchtlichen Abnutzung, die unvermeidbarer Weise in Gegenwart von Sauerstoff durch hohe Temperaturen verursacht auftritt, mit hoher Frequenz ein Austauschvorgang vorgenommen werden muss. SIALON, das gegenwärtig für die Abschnitte einer Pumpe für geschmolzenes Metall verwendet wird, die eine Oxidationsbeständigkeit benötigen, hat kein Problem in der Sauerstoffbeständigkeit, ist aber hinsichtlich der thermischen Schlagbeständigkeit schlechter, und wenn es zum Beispiel für 100 Stunden bei 800°C verwendet wird, treten Risse an den Abschnitten in der Nähe der Oberfläche des geschmolzenen Metalls auf.

[0017] Die Pumpe für geschmolzenes Metall, die einen Aspekt der vorliegenden Erfindung bildet, wurde unter den vorstehenden Umständen vervollständigt, und somit ist es eine weitere Aufgabe der vorliegenden Erfindung, eine Pumpe für geschmolzenes Metall bereitzustellen, aus der sich die Komponenten nicht herauslösen, wenn sie in geschmolzenem Metall verwendet wird, und die eine ausreichende thermische Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit hat. Noch eine weitere Aufgabe ist es, ein neues SiC-C/C-Verbundmaterial bereitzustellen, das eine hohe Haltbarkeit hat und für Vorrichtungen für geschmolzenes Metall verwendet werden kann, die bei Temperaturen von höher als 600°C, bevorzugt höher als 800°C verwendet werden.

[0018] Als ein Ergebnis einer intensiven Untersuchung, die von den Erfindern zum Lösen der vorstehenden Aufgaben durchgeführt wurde, ist gefunden worden, dass ein SiC-C/C-Verbundmaterial, das Siliciumcarbid, Kohlenstofffasern und eine von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente umfasst und eine Struktur hat, die einen Skeletteil und eine um den Skeletteil herum gebildete Matrix umfasst, in der wenigstens

50% des Siliciumcarbids vom β -Typ sind, wobei das Skelettteil aus Kohlenstofffasern und einer von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente gebildet ist, das Siliciumcarbid in einem Teil des Skelettteils vorliegen kann, die Matrix aus Siliciumcarbid gebildet ist, die Matrix und das Skelettteil einstückig ausgebildet sind und das Verbundmaterial eine Porosität von 0,5 bis 5% und eine Verteilung des durchschnittlichen Porendurchmessers mit 2 Peaks hat, zur Herstellung von Vorrichtungen für geschmolzenes Metall verwendet werden kann, insbesondere für Pumpen für geschmolzenes Metall, so dass es in der Lage ist, die vorstehenden Aufgaben aus den folgenden Gründen zu lösen. Zuerst hat das SiC-C/C-Verbundmaterial ebenfalls eine hervorragende Oxidationsbeständigkeit, Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und Beständigkeit gegenüber Absplitterung und kann zudem für Gleitmaterialien unter solchen Bedingungen verwendet werden, unter denen Schmiermittel aufgrund der Bedingung einer hohen Temperatur in Gegenwart von Sauerstoff nicht verwendet werden können, behält zweitens als Reibungsmaterialien für Bremsen die hervorragenden Punkte wie etwa eine hervorragende Schlagbeständigkeit und geringes Gewicht, zeigt ausreichende Abriebbeständigkeit selbst in Gegenwart von Sauerstoff, wenn es für Abriebmaterialien für Bremscheiben verwendet wird, die unvermeidlicher Weise eine hohe Temperatur erzeugen, und benötigt nicht mit hoher Frequenz einen Austauschvorgang, wie er für C/C-Verbünde notwendig ist, und kann kontinuierlich verwendet werden, und setzt drittens nicht die Komponenten frei, die das geschmolzene Metall verunreinigen und hat eine ausreichende Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit. Auf diese Weise wurde die vorliegende Erfindung erzielt.

[0019] Das heisst, die vorliegende Erfindung stellt ein SiC-C/C-Verbundmaterial bereit, das Siliciumcarbid, Kohlenstofffasern und eine von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente umfasst und eine Struktur hat, die einen Skelettteil und eine um den Skelettteil herum gebildete Matrix umfasst, dadurch gekennzeichnet, dass wenigstens 50% des Siliciumcarbids vom β -Typ sind, der Skelettteil aus Kohlenstofffasern und einer von den Kohlenstofffasern verschiedenen Kohlenstoffkomponente gebildet ist, das Siliciumcarbid in einem Teil des Skelettteils vorliegen kann, die Matrix aus Siliciumcarbid gebildet ist, die Matrix und der Skelettteil einstückig ausgebildet sind und das Verbundmaterial eine Porosität von 0,5 bis 5% und eine Verteilung des durchschnittlichen Porendurchmessers mit 2 Peaks hat.

[0020] Darüber hinaus stellt die vorliegende Erfindung eine Pumpe für geschmolzenes Metall bereit, in der wenigstens die Abschnitte, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen, aus dem vorstehenden SiC-C/C-Verbundmaterial bestehen. Die Pumpe für geschmolzenes Metall gemäß einem weiteren Aspekt der vorliegenden Erfindung ist eine Pumpe für geschmolzenes Metall, die einen Schlacke-Lagerungsabschnitt und einen Schlacke-Durchlass mit Öffnungen an beiden Enden hat und in der eine Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses mit geschmolzenem Metall nur an dem Oberflächenabschnitt des geschmolzenen Metalls außerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts in Kontakt steht und eine weitere Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses mit geschmolzenem Metall nur an dem Oberflächenabschnitt des geschmolzenen Metalls innerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts in Kontakt steht, wobei der Schlacke-Durchlass durch einen Raum gebildet wird, der durch die Innenwand des äußeren Behälters und durch die Außenwand des inneren Behälters, der den Schlacke-Lagerungsabschnitt bildet, definiert ist, und der Schlacke-Durchlass auf einer weiteren Endenseite ein Antriebsrad hat, das an einen sich drehenden Schaft angebracht ist und einen Flüssigkeitsstrom von einer Endenseite und einer weiteren Endenseite fördert, dadurch gekennzeichnet, dass wenigstens die Abschnitte, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen, das vorstehende SiC-C/C-Verbundmaterial umfassen. Darüber hinaus ist die Pumpe für geschmolzenes Metall bevorzugt eine, in der die Abschnitte, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen, der Schlacke-Durchlass, das Antriebsrad und der sich drehende Schaft sind. Darüber hinaus kann die Pumpe für geschmolzenes Metall eine sein, die für geschmolzenes Zink oder für geschmolzenes Aluminium verwendet wird.

[0021] Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung umfasst im Wesentlichen 20 bis 80 Gew.-% Kohlenstoff und 80 bis 20 Gew.-% Siliciumcarbid, und die ein SiC-Material umfassende Matrix ist einstückig zwischen Garnanordnungen gebildet, die Kohlenstofffasern umfassen, die dreidimensional verbunden und so integriert sind, dass sie nicht getrennt sind. Selbst wenn etwa 0,3 Gew.-% metallisches Silicium pro Gesamtgewicht des Verbundmaterials verbleiben, hat dies im Wesentlichen keinen Einfluss auf die Leistung des Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung. Wie hiernach erwähnt, beträgt, wenn eine aus SiC-Material gebildete Matrixschicht bereitgestellt ist, deren Dicke bevorzugt wenigstens 0,01 mm, mehr bevorzugt wenigstens 0,05 mm und weiter bevorzugt wenigstens 0,1 mm.

[0022] Darüber hinaus ist es für das neuartige SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung bevorzugt, dass die Matrix solch eine Zusammensetzung hat, dass der Siliciumgehalt mit dem Abstand von dem Garn in einem Gefälle proportional zunimmt. Darüber hinaus kann das SiC-C/C-Verbundmaterial wenigstens eine Substanz ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Bornitrid, Bor, Kupfer, Bismuth, Titan, Chrom, Wolfram und Molybdän enthalten. Zusätzlich ist es bevorzugt, dass das SiC-C/C-Verbundmaterial bei Raumtemperatur einen kinetischen Reibungskoeffizienten von 0,05 bis 0,6 und eine Porosität von 0,5 bis 5% hat.

Kurze Beschreibung der Zeichnungen

- [0023] Die **Fig. 1** ist eine Schrägansicht, die schematisch den Skelettteil des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung zeigt.
- [0024] Die **Fig. 2(a)** ist eine Querschnittsansicht entlang der Linie IIa-IIa in **Fig. 1**, und die **Fig. 2(b)** ist eine Querschnittsansicht entlang der Linie IIb-IIb in **Fig. 1**.
- [0025] Die **Fig. 3** ist eine teilweise Vergrößerung der **Fig. 2(a)**.
- [0026] Die **Fig. 4** ist eine teilweise Schnitt-Schrägansicht, die schematisch den wesentlichen Teil des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung zeigt.
- [0027] Die **Fig. 5** ist ein Graph, der die Beziehung zwischen der Temperatur und der Gewichtsabnahme zeigt.
- [0028] Die **Fig. 6** ist eine photographische Aufnahme, die den Zustand kleiner Vorsprünge zeigt, die von der Oberfläche eines Teststücks vorstehen.
- [0029] Die **Fig. 7** ist eine photographische Aufnahme, die die Phasenstruktur des Abschnitts des gleichen Teststücks zeigt.
- [0030] Die **Fig. 8** ist eine vergrößerte photographische Aufnahme eines Beispiels der offenen Pore, die in der Matrix in **Fig. 7** gebildet ist.
- [0031] Die **Fig. 9** ist eine schematische Schnittansicht, die eine allgemeine Konstruktion der Pumpe für geschmolzenes Metall zeigt.

Detaillierte Beschreibung der bevorzugten Ausführungsform

- [0032] Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung ist aus einem Keramiken und Kohlenstoff umfassenden Verbundmaterial gebildet, das mit einem einen C/C-Verbund umfassenden Skelettteil und einer ein SiC-Material umfassenden Matrixschicht bereitgestellt ist.
- [0033] Das neuartige SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung wird nachstehend erläutert.
- [0034] Dies ist ein Material eines neuen Konzepts, das einen neuartigen C/C-Verbund mit verbesserter Basiskonstruktion umfasst. In dieser Beschreibung meint "C/C-Verbund" einen geformten Körper oder einen gebrannten Körper, der durch Brennen des geformten Körpers erhalten wird, und der geformte Körper wird auf die folgende Weise enthalten. Kohlenstofffaserbündel werden hergestellt, indem sie ein Pech, einen Koks oder dergleichen als ein pulveriges Bindemittel enthalten, das als eine Matrix der Kohlenstofffaserbündel fungiert und nach dem Brennen zu freiem Kohlenstoff wird, und, falls nötig, zusätzlich ein phenolisches Harzpulver oder dergleichen, und ein flexibler Film, der einen Kunststoff wie etwa ein thermoplastisches Harz umfasst, um das Kohlenstofffaserbündel herum gebildet wird, um vorgeformte Garne als ein flexibles Zwischenmaterial zu erhalten. Die vorgeformten Garne werden durch das in JP-A-2-80639 offenbarte Verfahren zu einem lagenartigen Material verarbeitet, eine erwünschte Anzahl der Lagen wird laminiert und das Laminat wird durch eine Heispresse geformt, um einen geformten Körper zu erhalten.
- [0035] Der als ein Basismaterial verwendete C/C-Verbund kann auf die folgende Weise hergestellt werden. Gewnlich werden mehrere 100 bis mehrere 1000 Kohlenstofffasern mit einem Durchmesser von etwa 10 µm gebündelt, um ein Faserbündel (Garn) zu bilden, dieses Faserbündel wird mit einem thermoplastischen Harz bedeckt, um ein flexibles Zwischenmaterial zu erhalten, dieses wird durch das in JP-A-2-80639 offenbarte Verfahren zu einem lagenartigen Material verarbeitet, die resultierenden lagenartigen Materialien werden planar oder dreidimensional angeordnet, um Lagen mit nur einer Richtung (UD-Lagen) oder verschiedene Stoffe zu erhalten, oder die Lagen oder Stoffe werden laminiert, um eine Vorform mit einer gegebenen Gestalt (Faser-Vorform) zu bilden, und der auf der äußeren Oberfläche des Faserbündels der Vorform gebildete Film aus einem thermoplastischen Harz oder dergleichen wird gebrannt, um den Film zu carbonisieren und zu entfernen. Bei dem in der vorliegenden Erfindung verwendeten C/C-Verbund ist die von den Kohlenstofffasern in dem Garn verschiedene Kohlenstoffkomponente bevorzugt ein Kohlenstoffpulver, insbesondere bevorzugt ein graphitisiertes Kohlenstoffpulver.
- [0036] In dem SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung wird ein aus Kohlenstofffaserbndeln bestehender C/C-Verbund als ein Skelettteil verwendet, und daher wird die Struktur der Kohlenstofffasern ohne zu brechen beibehalten und die Kohlenstofffasern werden durch Siliciumcarbid nicht in kurze Fasern umgewandelt, selbst wenn in einem Teil von dieser SiC gebildet wird. Somit wird die mechanische Festigkeit, die der C/C-Verbund besitzt, nahezu beibehalten oder durch das Siliciumcarbidverstrkt. Dies ist eine großartige Charakteristik. Daneben hat das Material eine Verbundstruktur, in der eine ein SiC-Material umfassende Matrix zwischen den angrenzenden Garnen in der Garnanordnung gebildet ist.
- [0037] Das SiC-Material ist in der vorliegenden Erfindung ein Material, das Siliciumcarbid umfasst, das im Bindungsgrad zu Kohlenstoff unterschiedlich ist, und dieses SiC-Material wird auf die folgende Weise hergestellt. In der vorliegenden Erfindung wird ein C/C-Verbund mit metallischem Silicium imprägniert, und in diesem Fall reagiert das metallische Silicium mit Kohlenstoffatomen, die die Kohlenstofffasern in dem Verbund bilden, und/oder mit freien Kohlenstoffatomen, die auf der Oberfläche der Kohlenstofffasern verbleiben, was eine teil-

weise Carbonisierung des metallischen Siliciums verursacht. Daher wird teilweise carbonisiertes Silicium an der äußersten Oberfläche des C/C-Verbunds oder zwischen den Kohlenstofffasern umfassenden Garnen erzeugt, und auf diese Weise wird eine Siliciumcarbid umfassende Matrix zwischen den Garnen gebildet.

[0038] Diese Matrix kann verschiedene Phasen enthalten, von einer Phase auf Siliciumcarbidbasis, in der eine sehr geringe Siliciummenge und Kohlenstoff miteinander verbunden sind, bis hin zu einer reinen Siliciumcarbid-Kristallphase. Allerdings enthält diese Matrix metallisches Silicium in einer Menge unterhalb der durch Röntgenstrahlanalyse nachweisbaren Grenze (0,3 Gew.-%). Das heisst, diese Matrix umfasst typischerweise eine Siliciumcarbidphase, aber die Siliciumcarbidphase kann eine Phase auf SiC-Basis enthalten, in der der Siliciumgehalt sich in einem Gefälle verändert. Daher ist SiC-Material ein generischer Name für eine Reihe von SiC-Materialien, in denen Kohlenstoff im Konzentrationsbereich von 0,01 bis 50 Mol% enthalten ist. Eine Regelung der Kohlenstoffkonzentration auf weniger als 0,01 Mol% ist nicht praktisch, da ein striktes Messen der Menge an zugegebenem metallischen Silicium in Beziehung zu der Menge an freiem Kohlenstoff in dem C/C-Verbund nötig ist, und die Temperaturregelung des hiernach erwähnten letzten Schritts wird schwierig. Allerdings ist es theoretisch möglich die Kohlenstoffkonzentration auf etwa 0,001 Mol% einzuregulieren.

[0039] Bei dem SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung ist es bevorzugt, dass das Material eine Siliciumcarbidphase hat, die entlang der Oberfläche der Garne erzeugt ist, und dass, wie in **Fig. 6** gezeigt, zusätzlich ein Teil der Matrix von der Oberfläche als kleine Vorsprünge vorsteht. Dies ist insbesondere im Falle der Verwendung für Bremsen, Schleifelemente, etc. bevorzugt, da die Oberflächenrauigkeit größer ist. In dem SiC-C/C-Verbundmaterial ist die Siliciumcarbidphase zwischen Garnen gebildet. Daher wird die Oberfläche der Garne durch die Siliciumcarbidphase gefestigt. Darüber hinaus sind in dem zentralen Abschnitt der Matrix Poren mit einem relativ großen Porendurchmesser von im Mittel etwa 100 µm gebildet, und daher tritt aufgrund der Verformung des Porenabschnitts in Abhängigkeit von der ausgeübten Spannung eine mikroskopische Verteilung der Spannung auf.

[0040] Darüber hinaus hat dieses SiC-C/C-Verbundmaterial bevorzugt eine Matrix mit einem Gefälle in der Zusammensetzung, so dass der Siliciumgehalt proportional zum Abstand von der Oberfläche des Garns zunimmt. Darüber hinaus ist bei dem SiC-C/C-Verbundmaterial die Kohlenstofffasern umfassende Garnanordnung bevorzugt aus einer Vielzahl von Garnanordnungs-elementen gebildet, und jedes der Garnanordnungs-elemente ist durch nahezu parallel zueinander zweidimensional angeordnete Garne gebildet, die ein Bündel aus einer speziellen Anzahl von Kohlenstofffasern umfassen, und die Garnanordnung wird durch Laminieren der Garnanordnungs-elemente zusammengesetzt. Auf diese Weise hat das SiC-C/C-Verbundmaterial eine Laminatstruktur, in der Garnanordnungs-elemente aus einer Vielzahl von Schichten in speziellen Richtungen laminiert sind.

[0041] In diesem Fall ist es besonders bevorzugt, dass die Längsrichtungen der Garne in angrenzenden Garnanordnungs-elementen einander kreuzen. Dadurch wird die Verteilung der Spannung weiter beschleunigt. Die Längsrichtungen der Garne in angrenzenden Garnanordnungs-elementen kreuzen einander insbesondere bevorzugt in rechten Winkeln. Darüber hinaus ist die Matrix in dem SiC-C/C-Verbundmaterial bevorzugt kontinuierlich, um in dem Verbundmaterial eine dreidimensionale Netzwerkstruktur zu bilden. In diesem Fall ist es insbesondere bevorzugt, dass die Matrices in den jeweiligen Garnanordnungs-elementen nahezu parallel zueinander zweidimensional angeordnet sind, und die in den angrenzenden Garnanordnungs-elementen erzeugten Matrices sind zueinander kontinuierlich bzw. durchgängig, wodurch die Matrices ein dreidimensionales Gitter bilden. Darüber hinaus kann der Raum zwischen angrenzenden Garnen vollständig mit der Matrix gefüllt sein, oder nur ein Teil des Raums kann mit der Matrix gefüllt sein.

[0042] Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung umfasst einen Skelettteil, der aus einem C/C-Verbund mit einer dreidimensionalen Struktur besteht, die eine durch Laminieren von Garnanordnungs-elementen, in denen eine spezielle Anzahl von Kohlenstofffaserbündel umfassenden Garnen angeordnet ist, gebildete Garnanordnung und ein in der Form eines dreidimensionalen Gitters als Matrices zwischen den den Skelettteil bildenden Garnen gebildetem SiC-Material umfasst. Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung hat bei Raumtemperatur einen kinetischen Reibungskoeffizienten im Bereich von 0,05 bis 0,6, und darüber hinaus kann die niedrige Oxidationsbeständigkeit des C/C-Verbunds überwunden werden, indem auf der Oberfläche eine Matrixschicht aus einem SiC-Material mit Oxidationsbeständigkeit, Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und Beständigkeit gegenüber Absplitterung bereitgestellt wird. Somit kann das SiC-C/C-Verbundmaterial für Gleitmaterialien, Bremsen, Elemente für geschmolzenes Metall, die unvermeidbarer Weise in Gegenwart von Sauerstoff hohen Temperaturen ausgesetzt sind, verwendet werden. Da die Porosität auf 0,5 bis 5% eingeregelt ist, ist eine Schwankung des kinetischen Reibungskoeffizienten, die durch eine Veränderung der Umgebung verursacht wird, sehr klein, und es kann sich eine stabile Bremsleistung zeigen. Die Abnutzung durch Abrieb bei hohen Temperaturen beträgt bei 500°C bevorzugt 1,0%/h oder weniger, mehr bevorzugt 0,6%/h oder weniger. Darüber hinaus hat das Material eine Abriebbeständigkeit, die aus der hervorragenden Abriebbeständigkeit resultiert, die dem Siliciumcarbid innewohnt.

[0043] Da das SiC-C/C-Verbundmaterial als den Skelettteil einen im Wesentlichen aus einer Kohlenstofffaserbündel umfassenden Garnanordnung zusammengesetzten C/C-Verbund hat, hat es darüber hinaus ein ge-

ringes Gewicht und erfüllt die Nachfrage nach Energieeinsparung. Da die Kohlenstofffasern nach der Bildung der Matrix wie bereits vorstehend erwähnt nicht zu kurzen Fasern werden, wird insbesondere die mechanische Festigkeit beibehalten, und da sich die Längsrichtungen der Fasern der jeweiligen Garnanordnungselemente kreuzen, sich bevorzugt in der Garnanordnung in rechten Winkeln kreuzen, tritt keine Anisotropie der Gestalt auf. Die freien Kohlenstoff umfassende, in dem Skelettteil gebildete Matrix ist sehr gleichmäßig. Daher ist in dem SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung, das durch Imprägnieren mit metallischem Silicium hergestellt wird, das metallische Silicium gleichmäßig dispergiert und reagiert mit Kohlenstoff, und daher ist die Zusammensetzung der bildenden Substanzen in einem spezifischen Volumen gleichmäßig. Da die Zusammensetzung gleichmäßig ist, wird eine innere Spannung gleichmäßig verteilt. Daher tritt eine Verformung durch Sintern kaum auf, und große geformte Gegenstände mit einer komplizierten Gestalt, insbesondere große und dünnwandige geformte Gegenstände mit einer komplizierten Gestalt können hergestellt werden.

[0044] Da der Skelettteil einen C/C-Verbund umfasst, hat das Material darüber hinaus eine hohe Zähigkeit, eine hervorragende Schlagbeständigkeit und eine große Härte. Demgemäß kann der Nachteil der herkömmlichen C/C-Verbünde des niedrigen Abriebwiderstands bei hoher Temperatur überwunden werden, wobei die Charakteristiken der C/C-Verbünde beibehalten werden. Da die C/C-Verbünde kontinuierliche offene Poren haben, bildet ferner das SiC als eine Matrix, die durch Imprägnieren mit metallischem Silicium durch die Poren gebildet ist, eine kontinuierliche Struktur und eine dreidimensionale Netzwerkstruktur. Daher hat jeder herausgeschnittene Abschnitt eine höhere Abriebbeständigkeit als der C/C-Verbund, der den Skelettteil bildet, und daneben können die hohe Wärmedissipation und Flexibilität, die dem C/C-Verbund innewohnen, beibehalten werden.

[0045] Im Falle der Pumpe für geschmolzenes Metall, die einen weiteren Aspekt der vorliegenden Erfindung bildet, bestehen wenigstens die Abschnitte, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen, aus dem SiC-C/C-Verbundmaterial, um der Pumpe für geschmolzenes Metall eine ausreichende thermische Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit zu verleihen und gleichzeitig ein Herauslösen der Komponenten des Materials der Pumpe für geschmolzenes Metall in das geschmolzene Metall zu verhindern. Das heisst, das SiC-C/C-Verbundmaterial hat nicht nur bei Raumtemperatur (20°C) eine hervorragende Festigkeit und thermische Schlagbeständigkeit, sondern auch bei höheren Temperaturen, und hat eine hervorragende Oxidationsbeständigkeit, und somit überträgt es die vorstehenden Charakteristiken auf die Pumpe für geschmolzenes Metall. Insbesondere hat das Material die Charakteristik, dass die thermische Schlagbeständigkeit deutlich höher als die von SIALON ist.

[0046] Die Pumpe für geschmolzenes Metall der vorliegenden Erfindung ist hinsichtlich System und Art nicht beschränkt und kann jede Pumpe sein, die bei der Verwendung in geschmolzenes Metall getaucht werden kann. Zum Beispiel hat, wie in **Fig. 9** gezeigt, eine Pumpe für geschmolzenes Metall, die zum Entfernen von Schlacke in geschmolzenem Metall verwendet wird, im Allgemeinen einen Schlacke-Lagerungsabschnitt und einen Schlacke-Durchlass mit Öffnungen an beiden Enden, wobei eine Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses mit dem Oberflächenteil des geschmolzenen Metalls außerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts und eine weitere Endenöffnung mit dem Oberflächenteil des geschmolzenen Metalls innerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts in Kontakt steht. Darüber hinaus hat der Schlacke-Durchlass eine Einrichtung, um einen Flüssigkeitsstrom von einer Endenseite zu einer weiteren Endenseite des Schlacke-Durchlasses zu erzeugen, wie etwa ein an einen sich drehenden Schaft angebrachtes Antriebsrad.

[0047] Wie in **Fig. 9** gezeigt ist eine speziellere Ausführungsform der vorstehenden Pumpe für geschmolzenes Metall so, dass die Pumpe **14** für geschmolzenes Metall aus wenigstens einem inneren Behälter **20**, einem äußeren Behälter **21**, einem sich drehenden Schaft **17**, einem Antriebsrad **18** und einem den sich drehenden Schaft antreibenden Teil **24** gebildet ist, wobei der Innenraum des inneren Behälters **20** einen Schlacke-Lagerungsabschnitt **15** und der Raum zwischen der Innenwand des äußeren Behälters **21** und der Außenwand des inneren Behälters einen Schlacke-Durchlass **16** bildet. In diesem Fall bestehen die Elemente, die bei der Verwendung der Pumpe für geschmolzenes Metalls **14** mit dem geschmolzenen Metall **13** in Kontakt stehen, wie etwa der innere Behälter **20**, der äußere Behälter **21**, der sich drehende Schaft **17** und das Antriebsrad **18**, aus dem vorstehenden SiC-C/C-Verbundmaterial. Andere Elemente wie etwa der den sich drehenden Schaft antreibende Teil **24** können ebenfalls aus diesem Material bestehen. Die Art des geschmolzenen Metalls, in der die Pumpe für geschmolzenes Metall der vorliegenden Erfindung verwendet wird, ist nicht beschränkt, und die Pumpe kann geeignet in geschmolzenen Metallen wie etwa Zink, Aluminium, Eisen, Zinn und Kupfer verwendet werden, aber insbesondere kann die Pumpe geeignet für geschmolzenes Zink oder geschmolzenes Aluminium verwendet werden, wenn die Temperatur des geschmolzenen Metalls berücksichtigt wird.

[0048] Der C/C-Verbund der vorliegenden Erfindung ist ein Material, das zweidimensional oder dreidimensional angeordnete Kohlenstofffasern umfasst, zwischen denen wie vorstehend erwähnt eine Kohlenstoff umfassende Matrix gebildet ist, und diese kann von Kohlenstoff verschiedene Elemente wie etwa Bornitrid, Bor, Kupfer, Bismuth, Titan, Chrom, Wolfram und Molybdän enthalten, solange 10 bis 70% Kohlenstofffasern enthalten sind.

[0049] Im Falle der Verwendung des Verbundmaterials mit einer ein SiC-Material umfassenden Matrixschicht

auf der Oberfläche schmilzt das SiC-Material, so dass ein Glas gebildet wird, und die Geschwindigkeit des Schutzes des Skelettteils gegen Sauerstoff ist größer als die Diffusionsgeschwindigkeit von Sauerstoff in den Skelettteil hinein. Daher kann der Fall vermieden werden, bei dem der als Skelettteil verwendete C/C-Verbund durch den eindiffundierten Sauerstoff oxidiert wird, und der Skelettteil kann vor Oxidation geschützt werden. Demgemäß zeigt das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung eine selbst wiederherstellende Eigenschaft und kann für einen langen Zeitraum verwendet werden. Selbst wenn die Matrix die vorstehend erwähnten dritten Komponenten wie etwa Bornitrid, Kupfer und Bismuth enthält, wird dieser Effekt ebenfalls erhalten.

[0050] Da das SiC-Material einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als der C/C-Verbund hat, löst sich darüber hinaus, wenn das SiC-Material lediglich auf die Oberfläche des Skelettteils aufgebracht ist, die das SiC-Material umfassende Schicht von dem Skelettteil aufgrund des Unterschieds im thermischen Ausdehnungskoeffizienten bei einer Verwendung über eine lange Zeit unter oxidierender Bedingung bei hohen Temperaturen leicht ab, während bei der vorliegenden Erfindung das SiC-Material einstückig als eine Matrixschicht des SiC-C/C-Verbundmaterials gebildet ist, wodurch die Festigkeit der Fasern in der Laminierungsrichtung verstärkt wird und das Ablösen verhindert werden kann und somit das Material hervorragende Eigenschaften als Gleitmaterialien und Bremsselemente hat.

[0051] Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung wird detaillierter mit Bezug auf die Zeichnungen erläutert.

[0052] Die **Fig. 1** ist eine Schrägansicht, die den Skelettteil des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung schematisch erläutert, die **Fig. 2(a)** ist eine Querschnittsansicht des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung entlang der Linie IIa-IIa in **Fig. 1** und die **Fig. 2(b)** ist eine Querschnittsansicht des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung entlang der Linie IIb-IIb in **Fig. 1**. Die **Fig. 3** ist eine teilweise Vergrößerung der **Fig. 2(a)**.

[0053] Der Skelettteil des SiC-C/C-Verbundmaterials 7 umfasst eine Garnanordnung 6. Die Garnanordnung 6 wird durch vertikales Laminieren von Garnanordnungselementen 1A, 1B, 1C, 1D, 1E und 1F gebildet. In jedem Garnanordnungselement sind Garne 3 zweidimensional angeordnet, und die Längsrichtungen der Garne sind nahezu parallel zueinander. Die Längsrichtungen der Garne in den Garnanordnungselementen, die in vertikaler Richtung (obere und untere Richtung) aneinander angrenzen, kreuzen einander im rechten Winkel. Die Längsrichtungen der Garne 2A in den Garnanordnungselementen 1A, 1C und 1E sind parallel zueinander und kreuzen die Längsrichtungen der Garne 2B in den Garnanordnungselementen 1B, 1D und 1F in rechten Winkeln. Jedes Garn umfasst ein Faserbündel 3, das aus Kohlenstofffasern und einer von den Kohlenstofffasern verschiedenen Kohlenstoffkomponente besteht. Die Garnanordnung 6 in der Form eines dreidimensionalen Gitters wird durch Laminieren der Garnanordnungselemente gebildet. Jedes Garn wird im Schritt der Pressformung, der später erwähnt wird, abgeflacht und hat eine nahezu elliptische Form.

[0054] In jedem der Garnanordnungselemente 1A, 1C und 1E ist die Matrix 8A zwischen die angrenzenden Garne eingefüllt, und die Matrix 8A erstreckt sich entlang der Oberfläche des Garns 2A parallel zu dem Garn 2A. In jedem der Garnanordnungselemente 1B, 1D und 1F ist die Matrix 8B zwischen die angrenzenden Garne eingefüllt, und die Matrix 8B erstreckt sich entlang der Oberfläche des Garns 2B parallel zu diesem.

[0055] Wie in den **Fig. 2(a)**, **2(b)** und **3** gezeigt, umfassen die Matrices 8A und 8B eine Siliciumcarbidphase 4, die die Oberfläche der Garne bedeckt. Ein Teil der Siliciumcarbidphase kann von der Oberfläche als kleine Vorsprünge 9 vorstehen oder kann in die Kohlenstofffaserschicht innerhalb des Verbundmaterials hineinragen. In diesen kleinen Vorsprüngen sind Poren (Hohlräume) 5 mit einem Porendurchmesser von im Mittel etwa 100 µm gebildet. Da die meisten der kleinen Vorsprünge 9 entlang der Spuren der Matrix gebildet sind, die eine von den Kohlenstofffasern des Ausgangsmaterial-C/C-Verbunds verschiedene Kohlenstoffkomponente umfasst, kann die Dichte der kleinen Vorsprünge 9 pro Einheitsfläche eingestellt werden, indem der Abstand zwischen den Garnen und/oder der Abstand zwischen den Garnanordnungselementen geeignet ausgewählt wird. Die Siliciumcarbidphase 4 kann zudem zwischen den angrenzenden Garnen 2A und 2B gebildet sein.

[0056] Jede der Matrices 8A und 8B erstrecken sich entlang der Oberfläche des Garns in enger, bevorzugt linearer Weise, und die Matrix 8A und die Matrix 8B kreuzen einander im rechten Winkel. Die Matrix 8A in den Garnanordnungselementen 1A, 1C und 1E und die Matrix 8B in den Garnanordnungselementen 1B, 1D und 1F, die 1A, 1C und 1E in rechten Winkeln kreuzen, setzen sich an der Grenze zwischen den Garnen 2A und 2B ineinander fort. Im Ergebnis bilden die Matrices 8A und 8B zusammen ein dreidimensionales Gitter.

[0057] Die **Fig. 4** ist eine teilweise Schnitt-Schrägansicht, die schematisch einen Teil des wesentlichen Abschnitts des SiC-C/C-Verbundmaterials als eine Ausführungsform der vorliegenden Erfindung zeigt. In dieser Ausführungsform sind die Matrices 8A und 8B jeweils in den Garnanordnungselementen zwischen den angrenzenden Garnen 2A und zwischen den angrenzenden Garnen 2B gebildet. In den Matrices 8A und 8B steht die Siliciumcarbidphase 4 mit der Oberfläche der Garne 2A bzw. 2B in Kontakt.

[0058] Es ist bevorzugt, dass die Phase aus dem SiC-Material solch ein Gefälle in der Zusammensetzung hat, dass die Kohlenstoffkonzentration proportional zum Abstand von der Oberfläche des Garns abnimmt.

[0059] Für Bremsselemente und Schleifelemente ist es bevorzugt, dass die Oberfläche des SiC-C/C-Verbund-

- materials die Siliciumcarbidphase ist und kleine Vorsprünge **9**, die Siliciumcarbid umfassen, so ausgebildet sind, dass sie mit einer relativ hohen Dichte vorstehen.
- [0060] Die Dicke der durch Imprägnieren des Skelettteils mit einem SiC-Material gebildeten Matrixschicht beträgt bevorzugt wenigstens 0,01 mm, mehr bevorzugt wenigstens 0,05 mm und weiter bevorzugt wenigstens 0,1 mm. Wenn die Dicke der Matrixschicht weniger als 0,01 mm beträgt, kann eine zum Beispiel für Gleitmaterialien unter starken Oxidationsbedingungen erforderliche Haltbarkeit nicht erhalten werden.
- [0061] Darüber hinaus nimmt die Konzentration an Silicium, das in der Matrixschicht des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung an Kohlenstoff gebunden ist, bevorzugt nach innen von der Oberfläche in Richtung des inneren Abschnitts ab.
- [0062] Durch Vorgeben eines Gefälles in der Siliciumkonzentration in der Matrixschicht können die Korrosionsbeständigkeit, die Festigkeit und die Ausheilwirkung für Defekte in dem Oberflächenschichtteil und dem inneren Schichtteil in einer stark oxidativen Korrosionsumgebung stark verbessert werden, und daneben kann die Verschlechterung des Materials durch thermische Spannung aufgrund des Unterschieds im thermischen Ausdehnungskoeffizienten verhindert werden. Der Grund hierfür ist, dass die Siliciumkonzentration in dem Oberflächenschichtteil relativ zu dem inneren Schichtteil größer ist und daher erzeugte Mikrorisse während des Erhitzens ausgeheilt werden, so dass die Oxidationsbeständigkeit aufrechterhalten wird.
- [0063] Darüber hinaus kann der in dem SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung verwendete C/C-Verbund wenigstens eine Substanz ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Bornitrid, Bor, Kupfer, Bismuth, Titan, Chrom, Wolfram und Molybdän enthalten.
- [0064] Da diese Substanzen, wenn sie in dem einen C/C-Verbund umfassenden Skelettteil enthalten sind, eine Schmierfähigkeit haben, kann die Schmierfähigkeit der Fasern in dem mit SiC-Material imprägnierten Skelettteil aufrechterhalten werden, und eine Verringerung der Zähigkeit kann verhindert werden.
- [0065] Zum Beispiel beträgt der Bornitridgehalt basierend auf 100 Gew.-% des einen C/C-Verbund umfassenden Skelettteils 0,1 bis 40 Gew.-%. Wenn der Gehalt weniger als 0,1 Gew.-% beträgt, kann der Effekt, dass durch Bornitrid eine Schmierfähigkeit verliehen wird, nicht ausreichend erhalten werden, und wenn er mehr als 40 Gew.-% beträgt, tritt die Brüchigkeit des Bornitrids ebenfalls bei dem SiC-C/C-Verbundmaterial auf.
- [0066] Die vorstehend erläuterten SiC-C/C-Verbundmaterialien der vorliegenden Erfindung besitzen gemeinsam die Schlagbeständigkeit, die hohe Härte und das geringe Gewicht des C/C-Verbunds und die Oxidationsbeständigkeit, die Beständigkeit gegenüber Absplittern, die Eigenschmierung und die Abriebbeständigkeit des SiC-Materials und haben zusätzlich selbst wiederherstellende Eigenschaften. Daher können sie der Langzeitverwendung unter oxidierenden Bedingungen bei hohen Temperaturen widerstehen und können geeignet als Gleitmaterialien und Bremsen verwendet werden. Zusätzlich haben Elemente für geschmolzenes Metall, insbesondere Pumpen für geschmolzenes Metall, die aus dem Verbundmaterial bestehen und einen weiteren Aspekt der vorliegenden Erfindung bilden, eine hervorragende thermische Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit, und daneben setzen sie keine Komponenten frei, die das geschmolzene Metall verunreinigen, Daher kann von den Pumpen für geschmolzenes Metall gesagt werden, dass sie bemerkenswert bessere Pumpen sind.
- [0067] Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung kann bevorzugt durch das folgende Verfahren hergestellt werden, das einen Aspekt der vorliegenden Erfindung bildet.
- [0068] Das heisst, ein pulveriges Bindemittel, das als Matrix fungiert und schließlich zu freiem Kohlenstoff wird, wie etwa ein Pech oder ein Koks, und, falls notwendig, ein phenolisches Harzpulver werden in ein Bündel aus Kohlenstofffasern eingebracht, wodurch Kohlenstofffaserbündel hergestellt werden. Ein Kunststoff wie etwa ein thermoplastisches Harz umfassender flexibler Film wird, wie in JP-A-2-80639 offenbart, um die Kohlenstofffaserbündel herum gebildet, um vorgeformte Garne zu erhalten, die flexible Zwischenmaterialien sind. Die vorgeformten Garne werden zu einer lagenartigen kunststoffimprägnierten Lage verarbeitet, und eine erwünschte Anzahl der Lagen wird laminiert, gefolgt von Formen des Laminats durch eine Heißpresse unter den Bedingungen von 300 bis 2000°C und Normaldruck bis 500 kg/cm², um einen geformten Körper zu erhalten. Falls notwendig wird dieser geformte Körper bei 700 bis 1200°C carbonisiert und bei 1500 bis 3000°C graphitiert, um einen gebrannten Körper zu erhalten.
- [0069] Die Kohlenstofffasern können entweder Pech-Kohlenstofffasern sein, die durch Herstellen eines Pechs zum Verspinnen aus Petroleumpech oder einem Kohlenteerpech, Schmelzverspinnen des Pechs, Unschmelzbarmachen der versponnenen Fasern und Carbonisieren der Fasern erhalten werden, oder PAN-Kohlenstofffasern, die durch Carbonisieren von Acrylnitril(co)polymerfasern erhalten werden.
- [0070] Als Kohlenstoffvorstufen, die für die Bildung der Matrix notwendig sind, können wärmehärtbare Harze wie etwa phenolisches Harz und Epoxidharz, Teer, Pech, etc. verwendet werden, und diese können Koks, Metalle, Metallverbindungen, anorganische und organische Verbindungen, etc. enthalten.
- [0071] Dann werden der wie vorstehend erwähnt hergestellte geformte oder gebrannte Körper und Siliciumcarbid in einem Ofen unter einem Innendruck von 0,1 bis 10 hPa für eine Stunde oder mehr bei 1100 bis 1400°C gehalten. Die Haltezeit ist in Abhängigkeit von verschiedenen Faktoren variabel und kann so sein, dass sie ausreicht, um aus der Brennatmosphäre Gase wie etwa CO, die bei der Umwandlung anorganischer Poly-

mere oder anorganischer Materialien in Keramiken erzeugt werden, zu entfernen und die Verunreinigung der Brennatmosphäre von außen mit O_2 aus der Luft ausreichend zu verhindern. Darüber hinaus ist es in diesem Fall bevorzugt, auf der Oberfläche des geformten oder des gebrannten Körpers eine SiC-Schicht zu bilden, indem ein Inertgas in einer Menge von 0,1 NL (Normalliter: entspricht bei $1200^\circ C$ und einem Druck von 0,1 hPa 5065 Litern) oder mehr pro 1 kg des Gesamtgewichts des geformten oder des gebrannten Körpers und des Siliciums übergeströmt wird. Dann wird die Temperatur auf 1450 bis $2500^\circ C$, bevorzugt 1700 bis $1800^\circ C$ erhöht, um das Silicium zu schmelzen und die offenen Poren des geformten oder des gebrannten Körpers damit zu imprägnieren, um zuerst das SiC-Material zu bilden.

[0072] Danach wird die Innentemperatur des Ofens einmal auf die Umgebungstemperatur (20 bis $25^\circ C$) abgesenkt, oder der Innendruck des Ofens wird um etwa 1 atm erhöht, während die gegebene Innentemperatur beibehalten wird, und die Innentemperatur wird auf 2000 bis $2800^\circ C$, bevorzugt 2100 bis $2500^\circ C$ erhöht, wodurch zurückbleibendes metallisches Silicium und das bereits erzeugte Siliciumcarbid in die Kohlenstofffasern und die von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente (was die gleiche Bedeutung hat wie freier Kohlenstoff, der teilweise graphitierten Kohlenstoff enthält) diffundieren und mit diesen Kohlenstoffen umgesetzt werden. In diesem Fall ist etwa 1 Stunde für die Haltezeit ausreichend. In dem Fall, dass ein einen C/C-Verbund umfassender geformter Körper in diesem Verfahren verwendet wird, wird zudem ein Brennen des geformten Körpers durchgeführt, um gleichzeitig ein SiC-C/C-Verbundmaterial herzustellen.

[0073] Es ist bevorzugt, dass der geformte oder der gebrannte Körper und Siliciumcarbid unter einem Innendruck von 0,1 bis 10 hPa für eine Stunde oder mehr bei 1100 bis $1400^\circ C$ gehalten werden, und in diesem Fall ist es wünschenswert, das Inertgas so einzuregeln, dass es an einer Menge von 0,1 NL oder mehr, bevorzugt 1 NL oder mehr, ferner bevorzugt 10 NL oder mehr pro 1 kg des Gesamtgewichts des geformten oder des gebrannten Körpers und des Siliciums strömt.

[0074] Auf diese Weise wird durch das Brennen (und zwar die Stufe vor dem Schmelzen von und Imprägnieren mit metallischem Silicium) in einer Inertgasatmosphäre das Gas wie etwa CO , das bei der Umwandlung der anorganischen Polymere oder anorganischen Materialien in Keramiken erzeugt wird, aus der Brennatmosphäre entfernt, und die Verunreinigung der Brennatmosphäre von außen mit O_2 aus der Luft wird verhindert, und im Ergebnis kann die Porösität des Verbundmaterials, das durch anschließendes Schmelzen von und Imprägnieren mit metallischem Silicium erhalten wird, auf einem niedrigeren Niveau gehalten werden.

[0075] Wenn das geschmolzene metallische Silicium geschmolzen und der geformte oder der gebrannte Körper damit imprägniert wird, wird des Weiteren die Temperatur der Atmosphäre auf 1450 bis $2500^\circ C$, bevorzugt 1700 bis $1800^\circ C$ erhöht. In diesem Fall beträgt der Innendruck des Brennofens bevorzugt 0,1 bis 10 hPa. Dann wird die Reaktion des Siliciums einschließlich des metallischen Siliciums mit Kohlenstoff abgeschlossen, und der Innendruck des Ofens wird um etwa 1 atm und die Innentemperatur des Ofens auf 2000 bis $2800^\circ C$, bevorzugt 2100 bis $2500^\circ C$ erhöht, um Siliciumcarbid in die Kohlenstofffasern und die von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente einzudiffundieren. Mit dem Erhöhen der Temperatur kann nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur oder sofort begonnen werden. Durch diese Hitzebehandlung bei hoher Temperatur unter Normaldruck verschwindet das metallische Silicium vollständig. Selbst im Falle der Verwendung als eine Pumpe für geschmolzenes Metall löst sich somit kein metallisches Silicium in das geschmolzene Metall. Darüber hinaus diffundiert das durch die Hitzebehandlung unter reduziertem Druck gebildete Siliciumcarbid in die Kohlenstofffasern und die von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente, so dass ein SiC-Material gebildet wird, und gleichzeitig werden Poren mit einem großen Porendurchmesser in der Matrix gebildet, aus der das Silicium entfernt wurde.

[0076] Auf diese Weise werden zwei Arten von Poren gebildet, und zwar jene mit einem relativ kleinen Porendurchmesser, die durch die Hitzebehandlung unter verringertem Druck erzeugt werden, und jene mit einem relativ großen Porendurchmesser, die durch Erhitzen bei hoher Temperatur und unter Normaldruck erzeugt werden. Das heisst, es wird ein SiC-C/C-Verbundmaterial mit einer Verteilung des Porendurchmessers mit zwei Peaks erhalten. Aufgrund der Gegenwart der zwei Arten von Poren, die als Mikroporen auf der Oberfläche erscheinen, wenn das Material verarbeitet wird, um ein Element zu bilden, wird die Rauigkeit der Oberfläche groß, und der kinetische Reibungskoeffizient ist größer als der des Ausgangsmaterial-C/C-Verbunds. Wenn daher das Verbundmaterial für Bremsen verwendet wird, zeigt sich der höhere Bremsseffekt zusätzlich zu den Effekten der Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit und der mechanischen Festigkeit, was durch die Bildung von SiC als der Matrix verursacht wird.

[0077] Da das Phänomen der Ausdehnung in der Längsrichtung des C/C-Verbunds zum Zeitpunkt des Brennens bei der Reaktion zur Bildung des Siliciumcarbids verhindert wird, kann die Präzision der Größe des geformten Körpers in der Längsrichtung verbessert werden. Daher kann ein großer, dünnwandiger geformter Gegenstand, der unter Verwendung von Siliciumcarbidmaterialien nicht hergestellt werden kann, unter Verwendung des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung leicht hergestellt werden. Insbesondere da das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung eine hohe Oxidationsbeständigkeit und hervorragende physikalische Charakteristiken einschließlich Härte, Biegemodul, Zugmodul, etc. hat, können große, dünnwandige Elemente, die eine hohe Temperaturbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit benötigen und

die auf herkömmliche Weise nicht hergestellt werden können, relativ leicht hergestellt werden. Der Grad der Siliciumcarbiddbildung kann kontinuierlich durch Steuern der Menge an verwendetem metallischen Silicium, der Heiztemperatur unter verringertem Druck und der Heiztemperatur unter Normaldruck verändert werden. Daher kann von dem Verfahren gesagt werden, dass es ein hervorragendes Verfahren ist, in dem die Härte, die Gaspormpermeabilität, das Young-Modul, die thermische Leitfähigkeit und der thermische Ausdehnungskoeffizient in speziellen Bereichen gemäß den in den Anwendungsgebieten benötigten Charakteristiken verändert werden können.

[0078] Wenn, wie vorstehend erwähnt, ein flexibles Zwischenmaterial, das ein organisches Material umfasst, auf der äußeren Oberfläche des Kohlenstoffaserbündels verwendet und durch das Imprägnieren mit und durch das Schmelzen von Silicium verbunden wird, erfährt das flexible Zwischenmaterial in dem geformten oder dem gebrannten Körper eine thermische Zersetzung, was lange und enge offene Poren in den Räumen zwischen den Garnen zurücklässt, und Silicium dringt leicht durch die offenen Poren in den tiefen Abschnitt des gebrannten oder des geformten Körpers ein. Während dieses Eindringens reagiert das Silicium mit dem Kohlenstoff der Garne, so dass die Garne allmählich von der Oberflächenseite her carbonisiert werden, und im Ergebnis kann das in der vorliegenden Erfindung verwendete SiC-C/C-Verbundmaterial hergestellt werden. In Abhängigkeit von der Verwendung kann das SiC-C/C-Verbundmaterial mit der vorstehenden Konstruktion als eine so genannte SiC-C/C-Verbundmaterialschiicht nur in einem Teil des Oberflächenschichtabschnitts des Skelettteils, der den C/C-Verbund umfasst, gebildet werden.

[0079] Die Einstellung der Tiefe der Matrixschicht wird durch Einstellen des Gehalts an offenen Poren und ihres Porendurchmessers in dem geformten oder dem gebrannten Körper durchgeführt. Zum Beispiel wird in dem Fall, bei dem die Dicke der SiC-Materialschicht auf 0,01 bis 10 mm eingestellt wird, wenigstens der Gehalt an offenen Poren in der Nähe der Oberfläche des geformten oder des gebrannten Körpers auf 5 bis 50% eingestellt, und der durchschnittliche Porendurchmesser wird auf 1 µm oder größer eingestellt. Der Gehalt an offenen Poren in dem geformten oder dem gebrannten Körper beträgt bevorzugt 10 bis 50%, und der durchschnittliche Porendurchmesser beträgt bevorzugt 10 µm oder mehr. Wenn der Gehalt an offenen Poren weniger als 5% beträgt, kann das Bindemittel in dem geformten oder dem gebrannten Körper nicht vollständig entfernt werden, und wenn er mehr als 50% beträgt, wird der Skelettteil tief mit dem SiC-Material imprägniert, was eine Verschlechterung der Schlagbeständigkeit des Verbundmaterials verursacht.

[0080] Um die SiC-C/C-Verbundmaterialschiicht nur in der Oberfläche des C/C-Verbunds zu bilden, ist es bevorzugt, einen geformten Körper zu verwenden, der so eingestellt ist, dass der Gehalt an offenen Poren wenigstens in der Nähe der Oberfläche während des Brennens 0,1 bis 30% beträgt. Das heisst, dies kann durch Einstellen der Dicke des Films aus dem flexiblen Zwischenmaterial, das ein durch Hitze zersetzbares organisches Material umfasst, auf den Kohlenstoffaserbündeln erzielt werden.

[0081] Damit sich der Gehalt an offenen Poren in dem geformten oder dem gebrannten Körper von der Oberfläche in Richtung des inneren Abschnitts verringert, wird eine Vielzahl von vorgeformten Lagen, die vorgeformte Garne umfassen, die sich in ihrem Bindemittelpech unterscheiden, so angeordnet, dass das Bindemittelpech von der Innenseite in Richtung der Oberflächenseite zunimmt, gefolgt von Formen von diesen.

[0082] Wenn die Siliciumkonzentration in der SiC-C/C-Verbundmaterialschiicht mit einem Gefälle versehen wird, wird darüber hinaus das Verbundmaterial unter Verwendung eines gebrannten Körpers hergestellt, der so eingestellt ist, dass der Gehalt an offenen Poren in der Nähe der Oberfläche von der Oberfläche in Richtung des Inneren abnimmt, oder unter Verwendung eines geformten Körpers, der so eingestellt ist, dass der Gehalt an offenen Poren wenigstens in der Nähe der Oberfläche von der Oberfläche in Richtung des Inneren während des Brennens abnimmt. Das Einregeln der Porosität des SiC-C/C-Verbundmaterials auf 0,5 bis 5% kann leicht durch Einstellen der Menge an metallischem Silicium in Abhängigkeit vom Gehalt an offenen Poren des geformten oder des gebrannten Körpers beim Imprägnieren des geformten oder des gebrannten Körpers mit metallischem Silicium erzielt werden.

[0083] Gleitmaterialien, Bremsselemente, Vorrichtungen für geschmolzenes Metall, etc. können aus dem neuartigen SiC-C/C-Verbundmaterial durch Schneiden des Verbundmaterials auf eine geeignete Größe und durch Schleifen der Oberfläche mit einer Oberflächenschleifmaschine hergestellt werden.

[0084] Zur Herstellung eines großen Elements mit einer speziellen Gestalt wird zuerst der C/C-Verbund in eine gewünschte Gestalt geformt, und mit oder ohne Brennen von diesem wird eine Siliciumcarbidgebundene Matrix in Gegenwart von Siliciummetall mittels des Verfahrens zur Herstellung des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung gebildet. Das SiC-C/C-Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung kann geeignet für Gleitmaterialien und Bremsselemente, insbesondere für Gleitmaterialien und Bremsselemente von Massenverkehrsmitteln, und ferner für Vorrichtungen für geschmolzenes Metall, die bei hohen Temperaturen verwendet werden, verwendet werden.

Beispiele

[0085] Die vorliegende Erfindung wird detaillierter durch die folgenden, nicht beschränkenden Beispiele er-

läutert.

[0086] Die Dichte des SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung wurde durch das archimedische Verfahren gemessen, die Härte wurde gemäß JIS K7202 gemessen und andere Charakteristiken wurden durch die folgenden Verfahren bewertet.

(Messung des Gehalts an offenen Poren)

Gehalt an offenen Poren (%) = $[(W_3 - W_1)/(W_3 - W_2)] \times 100$ (gemäß dem archimedischen Verfahren).

Trockengewicht (W_1): Die Probe wurde in einem Ofen bei 100°C für eine Stunde getrocknet und dann gewogen.

Gewicht der Probe in Wasser (W_2): Die Probe wurde gekocht, um die offenen Poren vollständig mit Wasser zu füllen, und in Wasser gewogen.

[0087] Gewicht der wässrigen Probe (W_3): Die Probe, deren offene Poren vollständig mit Wasser gefüllt waren, wurde in der Luft gewogen.

(Messung der Biegefestigkeit)

[0088] Ein Teststück mit einer Größe von 10 mm × 50 mm × 2 mm wurde einem Dreipunkt-Biegetest unterzogen, und die Biegefestigkeit wurde durch die folgende Formel berechnet.

$$\text{Biegefestigkeit} = 3/2 F_{\text{MAX}} L / b h^2$$

(wobei b die Breite des Teststücks, F_{MAX} die maximale Belastung, h die Höhe der Testprobe und L den Abstand zwischen den Trägern bezeichnet).

(Messung des Biegemoduls)

[0089] Die Testprobe wurde einem Dreipunkt-Biegetest unterzogen, wobei der Abstand zwischen den Trägern das 40-fache der Höhe h der Testprobe betrug, und das Biegemodul wurde unter Verwendung des anfänglichen Gradienten P/σ des linearen Teils der Belastungs-Auslenkungskurve durch die folgende Formel berechnet.

$$\text{Biegemodul} = 1/4 L^3 / b h^3 P / \sigma$$

(wobei b die Breite des Teststücks, h die Höhe des Teststücks und L den Abstand zwischen den Trägern bezeichnet).

(Messung der Zugfestigkeit)

[0090] Bei einem Teststück mit einer Größe von 9,5 mm × 100 mm × 6 mm, einer Dicke des Zentralteils von 6,25 mm, einer Länge des Zentralteils von 28,5 mm und einem Biegeradius beider Enden von 38 mm wurde der Zentralteil einer Zugbelastung unterzogen, und die maximale Belastung kurz vor dem Brechen wurde erhalten. Die Zugfestigkeit wurde durch Teilen der maximalen Belastung durch die Querschnittsfläche des Teststücks erhalten.

(Messung des Zugmoduls)

[0091] Ein Teststück mit der gleichen Größe wie bei dem Test auf Zugfestigkeit wurde gezogen, und das Zugmodul wurde durch Teilen der Zugspannung durch die in dem Teststück erzeugte Dehnung erhalten.

(Messung der Kompressionsfestigkeit)

[0092] Ein Teststück wird kompressionsbelastet, und die Kompressionsfestigkeit wurde durch die folgende Formel berechnet.

$$\text{Kompressionsfestigkeit} = P/A$$

(wobei P die Belastung bei einer maximalen Belastung und A die minimale Querschnittsfläche des Teststücks bezeichnet).

(Messung der interlaminaren Scherfestigkeit)

[0093] Das Teststück wurde einem Dreipunkt-Biegetest unterzogen, wobei der Abstand zwischen den Trägern das 4-fache der Dicke h des Teststücks betrug, und die interlaminare Scherfestigkeit wurde durch die folgende Formel berechnet.

Interlaminare Scherfestigkeit = $3P/4bh$

(wobei P die maximale Biegebelastung beim Bruch, b die Breite des Teststücks und h die Höhe des Teststücks bezeichnet).

(Messung der Scherfestigkeit)

[0094] Ein Teststück mit einer Größe von 10 mm × 25 mm × 6 mm wurde belastet, und die Belastung, bei der das Teststück brach, wurde als die maximale Belastung genommen. Diese maximale Belastung wurde durch die Fläche des Teststücks dividiert, um die Bruchlast zu berechnen.

(Messung der IZOD-Schlagfestigkeit)

[0095] Ein gekerbtes Teststück mit einer Größe von 10 mm × 100 mm × 6 mm wurde auf eine Testhalterung gesetzt und ein Schlag wurde auf die gekerbte Seite durch einen Hammer ausgeübt, um das Teststück zu brechen. Die Schlagfestigkeit wurde durch Dividieren der Absorptionsenergie durch die Querschnittsfläche des gekerbten Abschnitts des Teststücks berechnet.

(Messung des kinetischen Reibungskoeffizienten)

[0096] Ein Teststück wurde in eine Vorrichtung eingesetzt und bei 100 U/min für 10 Minuten gedreht, und ein weiteres Material (eine Kugel von 10 mm aus SUJ) wurde mit einer Belastung $F_p(N)$ von 2 kg auf das Teststück gepresst, und die Reibungskraft $F_s(N)$ zu diesem Zeitpunkt wurde gemessen. Der kinetische Reibungskoeffizient wurde durch die folgende Formel berechnet.

Reibungskoeffizient $\mu = F_s/F_p$.

(Messung der Temperatur, bei der das Gewicht um 5% verringert wird)

[0097] Die Gewichtsveränderung der Probe wurde gemessen, indem ein ausreichender Luftstrom angelegt und die Temperatur mit einer Rate von 10°C/min erhöht wurde, und die Temperatur, bei der das Gewicht der Probe um 5% verringert wurde, wurde erhalten.

Beispiel

1. Herstellung eines SiC-C/C-Verbundmaterials der vorliegenden Erfindung:

[0098] Ein pulveriges Bindemittelpech, das als eine Matrix für Kohlenstofffaserbündel fungiert und schließlich zu freiem Kohlenstoff für die Kohlenstofffaserbündel wird, wurde in Kohlenstofffasern eingeschlossen, die in einer Richtung angeordnet waren, und des Weiteren waren ein phenolisches Harzpulver und anderes darin enthalten, um Kohlenstofffaserbündel herzustellen. Ein Kunststoff wie etwa ein thermoplastisches Harz umfassender flexibler Film wurde um die resultierenden Kohlenstofffaserbündel herum gebildet, um vorgeformte Garne zu erhalten, die flexible Zwischenmaterialien waren. Die resultierenden vorgeformten Garne wurden durch das in JP-A-2-80639 offenbarte Verfahren zu einer Lage geformt, und eine notwendige Anzahl der Lagen wurde laminiert, so dass die Richtungen der Kohlenstofffasern in angrenzenden Lagen einander in rechten Winkeln kreuzten. Das Harz des Laminats wurde durch eine Heißpresse bei 180°C und unter 10 kg/cm² gehärtet. Dann wurde das Laminat bei 2000°C in Stickstoff gebrannt, um einen C/C-Verbund mit einer Dicke von 10 mm zu erhalten. Der resultierende C/C-Verbund hatte eine Dichte von 1,0 g/cm³ und einen Gehalt an offenen Poren von 50%.

[0099] Dann wurde der resultierende C/C-Verbund in einen Kohlenstoffiegel gegeben, der mit metallischem Siliciumpulver mit einer Reinheit von 99,8% und einer durchschnittlichen Teilchengröße von 1 mm in einer Menge befüllt war, die ausreicht, um eine Porösität von 5% zu ergeben. Dann wurde der Kohlenstoffiegel in einen Brennofen überführt. Der C/C-Verbund wurde unter den Bedingungen einer Temperatur in dem Brennofen von 1300°C, einer Strömungsrate des Argongases als einem Inertgas von 20 NL/min, einem Druck in dem Ofen von 1 hPa und einer Haltezeit von 4 Stunden behandelt. Danach wurde die Temperatur in dem Ofen unter Beibehaltung des gegebenen Drucks in dem Ofen auf 1600°C erhöht, wodurch der C/C-Verbund mit metallischem Silicium imprägniert wurde, um ein SiC-C/C-Verbundmaterial mit einer Porösität von 5% zu erhalten.

[0100] Die Dichte, die Porösität, die interlaminare Scherfestigkeit, die Kompressionsfestigkeit, das Biegemodul, etc. des resultierenden SiC-C/C-Verbundmaterials wurden gemessen, und die Ergebnisse sind in Tabelle 1 im Vergleich mit jenen des als ein Skelettteil verwendeten C/C-Verbunds gezeigt. Wie aus den in Tabelle 1 gezeigten Ergebnissen ersichtlich, wird verglichen mit dem C/C-Verbund, der ein Vergleichsbeispiel ist, ein beträchtlicher Anstieg der Härte und eine Verbesserung des Biegemoduls, der Zugfestigkeit, der Kompressions-

festigkeit, der Scherfestigkeit, etc. bemerkt, und andererseits wird eine Verminderung der Biegefestigkeit, der IZOD-Schlagfestigkeit, etc. aufgrund der Brüchigkeit, die dem SiC innewohnt, festgestellt, aber die Verschlechterungen dieser Eigenschaften liegen innerhalb des Toleranzbereiches, wenn die bemerkenswerte Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit berücksichtigt wird.

[0101] Darüber hinaus ist **Fig. 6** eine photographische Aufnahme eines Sekundär-Elektronen-Bildes, das den Oberflächenzustand des Teststücks zeigt. **Fig. 7** ist eine photographische Aufnahme eines durch reflektierte Elektronen erzeugten Bildes, das die Schnittstruktur des Teststücks zeigt. Die **Fig. 8** ist eine vergrößertes photographische Aufnahme der **Fig. 7**. Es ist aus den **Fig. 6 bis 8** ersichtlich, dass ein Teil des hergestellten SiC von der Oberfläche als kleine Vorsprünge **9** vorstand. Es kann zudem gesehen werden, dass dieser Vorsprung entlang der Matrix des C/C-Verbunds gebildet war. Es kann zudem gesehen werden, dass Hohlräume, und zwar Poren, in den Vorsprüngen gebildet waren. Es ist eine Charakteristik, dass die Poren **2** Arten von Poren einschließen, und zwar große Poren und kleine Poren. Die großen Poren hatten einen mittleren Porendurchmesser von etwa 100 µm und ihre Bildung kann in der vergrößerten photographischen Aufnahme, die in **Fig. 8** gezeigt ist, klar erkannt werden. Die kleinen Poren hatten einen kleinen Mittelwert von etwa 0,5 µm, und ihre Gegenwart kann in **Fig. 8** nicht direkt erkannt werden.

[0102] Als allerdings das Verbundmaterial zu einem Bremssegment verarbeitet wurde, nahm die Oberflächenrauigkeit zu, da die auf der Oberfläche erscheinenden feinen Poren zwei Arten von Poren umfassten, die sich im Durchmesser unterschieden. Das heißt, die Oberflächenrauigkeit war größer als die des C/C-Verbunds und der kinetische Reibungskoeffizient nahm zu, und im Ergebnis wurde der Bremsseffekt verbessert. Der Gehalt an metallischem Silicium betrug 40%.

[0103] Ein Teststück wurde aus dem Oberflächenschichtteil des C/C-Verbunds, in dem das SiC-Material und der C/C-Verbund in dem vorstehenden SiC-C/C-Verbundmaterial ausreichend integriert waren, herausgeschnitten, und das Teststück wurde durch eine Oberflächenschleifmaschine in ein Stück von 60 mm Länge, 60 mm Breite und 5 mm Dicke geschnitten und dann durch einen Schleifstein Nr. 800 einem Oberflächenschleifen unterzogen, um ein Gleitmaterial herzustellen. Die Oberflächenrauigkeit der geschliffenen Oberfläche des resultierenden Gleitmaterials betrug $R_a = 1 \mu\text{m}$, und ihre Flachheit betrug gänzlich $2 \mu\text{m}$. Dieses wurde als ein Gleitmaterial einem Leistungstest unterzogen, wobei festgestellt wurde, dass dieses verglichen mit einem aus dem C/C-Verbund hergestellten insbesondere eine hervorragende Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen hatte.

Tabelle 1

	Beispiel	Vergleichsbeispiel
Rate der Si- Imprägnierung (%)	40	0
Dichte (g/cm ³)	2,23	1,67
Härte HRP	51,5	Zusammenbruch
Porösität (%)	4,43	15
Biegefestigkeit (kgf/mm ²)	10,7	24,5
Biegemodul (kgf/mm ²)	4771	3394
Zugfestigkeit (kgf/mm ²)	4,59	aufgrund von Bruch und Spannteil nicht messbar
Zugmodul (kgf/mm ²)	7808	3619
Kompressionsfestig- keit (kgf/mm ²)	25	13,1
interlaminare Scherfestigkeit (kgf/mm ²)	1,42	1,36
Scherfestigkeit (kgf/mm ²)	2,48	1,72
IZOD-Festigkeit (kgf/mm ²)	7,7	28,2
kinetischer Reibungskoeffizient	0,238	0,146

[0104] Es ist aus Tabelle 1 ersichtlich, dass das Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung, das aus einem C/C-Verbund umfassenden Skeletteil und einer ein SiC-Material umfassenden, um den Skeletteil herum gebildeten Matrix besteht, verglichen mit dem als ein Skeletteil verwendeten C/C-Verbund einen größeren kinetischen Reibungskoeffizienten hatte.

[0105] Darüber hinaus war das Verbundmaterial der vorliegenden Erfindung gegenüber dem C/C-Verbund hinsichtlich Biegemodul, Zugfestigkeit, Zugmodul, Kompressionsfestigkeit und Scherfestigkeit besser und hatte nahezu die gleiche interlaminare Scherfestigkeit wie der C/C-Verbund. Obwohl es gegenüber dem C/C-Verbund hinsichtlich Biegefestigkeit, Zugfestigkeit und IZOD-Schlagfestigkeit schlechter war, ist dies bei den Verwendungen praktisch akzeptabel, die eine hohe Oxidationsbeständigkeit benötigen, wie etwa bei Gleitmaterialien, Bremsen und in geschmolzenem Metall verwendeten Elementen.

2. Pumpe für geschmolzenes Metall:

[0106] Das Entfernen von Schlacke aus geschmolzenem Aluminium wurde unter Verwendung einer Pumpe für geschmolzenes Metall aus dem vorstehenden SiC-C/C-Verbundmaterial durchgeführt, und das Auftreten von Rissen in den Elementen, die die Pumpe für geschmolzenes Metall bilden, deren Oxidation und das Herauslösen von Silicium in die Schmelze wurden untersucht.

[0107] Wie in **Fig. 9** gezeigt wurde geschmolzenes Aluminium **13** für das Platieren von Stahllagen verwendet, das eine Temperatur von 750°C hatte. Darüber hinaus bestand die Pumpe **14** für geschmolzenes Metall, wie in **Fig. 9** gezeigt, aus einem inneren Behälter **20**, einem äußeren Behälter **21**, einem sich drehenden Schaft **17**, einem Antriebsrad **18** und einem den sich drehenden Schaft antreibenden Teil **24**, und der Innenraum des inneren Behälters **20** bildete einen Schlacke-Lagerungsabschnitt **15**, und der Raum zwischen der Innenwand des äußeren Behälters **21** und der Außenwand des inneren Behälters **20** bildete einen Schlacke-Durchlass **16**. Von diesen Elementen bestanden der innere Behälter **20**, der äußere Behälter **21**, der sich drehende Schaft **17** und das Antriebsrad **18** aus dem vorstehenden Material.

[0108] Die Pumpe **14** für geschmolzenes Metall wurde in das geschmolzene Aluminium **13** eingetaucht, und

das Entfernen von Schlacke wurde für 100 Stunden unter Drehung des Antriebsrads **18** durchgeführt, und danach wurden das Auftreten von Rissen in den Elementen, die die Pumpe für geschmolzenes Metall bilden, deren Oxidation und das Herauslösen von Silicium in die Schmelze untersucht.

[0109] Das Auftreten von Rissen auf den Elementen innerer Behälter, äußerer Behälter, sich drehender Schaft und Antriebsrad wurde visuell untersucht. Als Indikator für den Oxidationsgrad wurde die Gewichtsverringerung dieser Elemente gemessen. Die Oxidationsbeständigkeit wurde mit den folgenden Kriterien bewertet. Wenn die Gewichtsverringerung weniger als 5% betrug, wurde dieses durch O angegeben, wenn sie 5% oder mehr und weniger als 10% betrug, wurde dieses durch Δ angegeben, und wenn sie 10% oder mehr betrug, wurde dieses durch X angegeben. Das Herauslösen von Silicium in die Schmelze wurde durch Untersuchen der Veränderung in der Zusammensetzung des Teststücks beurteilt. Die Ergebnisse wurden wie folgt angegeben. Wenn die Gegenwart von Silicium in Aluminium durch Röntgenstrahlung bestätigt wurde, wurde dieses durch "Ja" angegeben, und wenn keine Gegenwart von Silicium bemerkt wurde, wurde dieses durch "Nein" angegeben. Im Ergebnis traten keine Risse auf, es gab natürlicher Weise keine Probleme der Oxidationsbeständigkeit und ein Herauslösen von Silicium in die Schmelze trat nicht auf.

[0110] Andererseits wurde eine Pumpe für geschmolzenes Metall, in der der innere Behälter, der äußere Behälter, der sich drehende Schaft und das Antriebsrad aus SIALON bestanden, auf die gleiche Weise wie vorstehend hergestellt, das Entfernen von Schlacke im geschmolzenen Aluminium wurde unter Verwendung der Pumpe für geschmolzenes Metall durchgeführt, und es wurde eine Untersuchung hinsichtlich des Auftretens von Rissen in den Elementen, die die Pumpe bilden, ihrer Oxidation und des Herauslösens von Silicium in die Schmelze durchgeführt. Es gab keine Probleme hinsichtlich der Oxidationsbeständigkeit und des Herauslösens von Silicium, aber nach einer Verwendung für 100 Stunden konnte das Auftreten von Rissen klar erkannt werden.

[0111] Im Falle der aus SIALON bestehenden Pumpe für geschmolzenes Metall war der Grad der Oxidation niedrig, aber in der Nähe der Oberfläche des geschmolzenen Aluminiums wurde bei dem äußeren Behälter ein Auftreten von Rissen beobachtet. Andererseits traten im Falle der Pumpe für geschmolzenes Metall der vorliegenden Erfindung überhaupt keine Risse in den Elementen innerer Behälter, äußerer Behälter, sich drehender Schaft und Antriebsrad auf, und daneben war der Grad der Oxidation niedrig. Selbstverständlich wurde kein Herauslösen von Silicium in das geschmolzene Metall beobachtet.

[0112] Als die neuartigen SiC-C/C-Verbundmaterialien der vorliegenden Erfindung als Gleitmaterialien verwendet wurden, hatten sie einen kinetischen Reibungskoeffizienten in einem geeigneten Bereich von 0,05 bis 0,5, und es ist eine Matrix aus einem SiC-Material mit Oxidationsbeständigkeit, Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und Beständigkeit gegenüber Absplitterung gebildet, und daher kann die niedrige Oxidationsbeständigkeit des C/C-Verbunds überwunden werden, und daher können selbst in Gegenwart von Sauerstoff die Gleitmaterialien bei hohen Temperaturen, bei denen Öl nicht als Schmiermittel verwendet werden kann, verwendet werden. Darüber hinaus haben, wie in **Fig. 5**, gezeigt die Verbundmaterialien eine hohe Temperatur von 750°C, bei der das Gewicht um 5% verringert wird, wobei die Temperatur ein Indikator für die Oxidationscharakteristiken ist, und haben gute Charakteristiken der Hochtemperaturbeständigkeit. Daher sind die Verbundmaterialien als Gleitmaterialien nützlich, die unter der Bedingung verwendet werden, dass sie einer hohen Temperatur ausgesetzt sind. Da ein C/C-Verbund als ein Skeletteil verwendet wird, haben die Verbundmaterialien darüber hinaus ein geringes Gewicht und einen kleinen kinetischen Reibungskoeffizienten, und haben somit einen geringen Energieverlust und erfüllen die Nachfrage nach Energieeinsparung. Da das Skeletteil ein C/C-Verbund ist, haben die Verbundmaterialien darüber hinaus eine hohe Zähigkeit, Härte und Schlagbeständigkeit. Demgemäß kann der Nachteil einer niedrigen Schlagbeständigkeit der mit SiC-Fasern verstärkten SiC-Verbundmaterialien überwunden werden, und die Verbundmaterialien können zudem als ein Gleitmaterial verwendet werden, das eine komplizierte Gestalt oder dünnwandige Abschnitte hat.

[0113] Da sie in Gegenwart von Sauerstoff unter der Bedingung hoher Temperaturen eine überaus hervorragende Abriebbeständigkeit haben und eine Schicht, die ein SiC-Material mit Oxidationsbeständigkeit, Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und Beständigkeit gegenüber Absplitterung umfasst, auf der Oberfläche bereitgestellt ist, kann die geringe Oxidationsbeständigkeit des C/C-Verbunds überwunden werden, wenn die neuartigen SiC-C/C-Verbundmaterialien der vorliegenden Erfindung als Bremsselemente verwendet werden, und die Gleitmaterialien können bei hohen Temperaturen und in Gegenwart von Sauerstoff verwendet werden. Darüber hinaus haben die Gleitmaterialien zusammen eine hervorragende Abriebbeständigkeit. Insbesondere da der Schwankungsbereich des kinetischen Reibungskoeffizienten selbst unter schlechten Umgebungsbedingungen klein ist, sind die Verbundmaterialien klar ersichtlich vielversprechende Materialien für Bremsselemente in Bremsvorrichtungen wie etwa denen eines Flugzeugs, die selbst unter schlechten Bedingungen eine hohe Verlässlichkeit erfordern. Insbesondere haben die Verbundmaterialien zwei Arten von Poren, die sich im Porendurchmesser unterscheiden, und die Oberflächenrauigkeit nimmt zu und ist größer als die des C/C-Verbunds. Somit haben sie überaus hervorragende Eigenschaften als Bremsselemente für Massenverkehrsmittel. Da der Skeletteil den C/C-Verbund umfasst, ist darüber hinaus das Gewicht gering, der Energieverlust klein und die Nachfrage nach Energieeinsparung wird erfüllt.

[0114] Da der Skeletteil den C/C-Verbund umfasst, haben die Verbundmaterialien des Weiteren eine hohe Zähigkeit, Härte und Schlagbeständigkeit. Daher zeigen sie den Effekt, dass der Reibungskoeffizient für Massenverkehrsmittel, die bei hohen Temperaturen und in Gegenwart von Sauerstoff verwendet werden, zunimmt. Wie in Fig. 5 gezeigt, haben die Verbundmaterialien darüber hinaus eine hohe Temperatur von 750°, bei der das Gewicht um 5% verringert wird, wobei die Temperatur ein Indikator für die Oxidationscharakteristiken ist, und haben gute Charakteristiken der Hochtemperaturbeständigkeit. Daher sind die Verbundmaterialien als Elemente für geschmolzenes Metall unter der Bedingung nützlich, dass sie bei der Verwendung einer hohen Temperatur ausgesetzt sind. Da in der Pumpe für geschmolzenes Metall der vorliegenden Erfindung, von der wenigstens die Teile, die mit geschmolzenem Metall in Kontakt stehen, aus den SiC-C/C-Verbundmaterialien mit hervorragender thermischer Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit bestehen, reißen sie zum Beispiel nicht oder werden nicht oxidiert, selbst wenn sie in einem geschmolzenen Metall mit hoher Temperatur für eine lange Zeit verwendet werden, und die Lebensdauer der Pumpe für geschmolzenes Metall kann verlängert werden. Im Ergebnis können die Herstellungskosten für platierte Gegenstände verringert werden. Da sich Silicium kaum in das geschmolzene Metall löst, kann darüber hinaus eine Verringerung der Plattierungsreinheit der platierten Gegenstände, die durch gelöstes Silicium verursacht wird, verhindert werden.

[0115] Es werden SiC-C/C-Verbundmaterialien bereitgestellt, die solche Charakteristiken wie etwa einen geeigneten kinetischen Reibungskoeffizienten, eine Korrosionsbeständigkeit in stark oxidierender und korrosiver Umgebung, eine Beständigkeit gegenüber langsamer Verformung und eine Beständigkeit gegenüber Absplittierung und eine hohe Härte haben und kaum oxidiert oder abgerieben werden, selbst wenn sie hohen Temperaturen ausgesetzt werden, wobei die hervorragende Schlagbeständigkeit und das geringe Gewicht von C/C-Verbänden beibehalten werden. Darüber hinaus werden Pumpen für geschmolzenes Metall bereitgestellt, aus der sich keine Komponenten in das geschmolzene Metall lösen, selbst wenn sie in geschmolzenem Metall verwendet werden, und die eine ausreichende thermische Schlagbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit haben.

[0116] Die SiC-C/C-Verbundmaterialien können durch ein Verfahren hergestellt werden, das einen Schritt des Erhitzens eines C/C-Verbunds und von metallischem Silicium bei hohen Temperaturen unter verringertem Druck bei einem Inertgasstrom, um Siliciumcarbid zu erzeugen und gleichzeitig metallisches Silicium in die verbleibenden Poren zu füllen, und einen Schritt des Erhöhen des Innendrucks des Ofens um etwa 1 atm mit oder ohne Kühlen des Ofens und des Weiteren des Erhöhen der Innentemperatur des Ofen, um das hergestellte Siliciumcarbid oder das zum Befüllen der Poren verwendete metallische Silicium in den C/C-Verbund der Matrix, der Kohlenstofffasern und eine von den Kohlenstofffasern verschiedene Komponente umfasst, einzudiffundieren, um dieses mit Kohlenstoffen umzusetzen, umfasst, wobei wenigstens die Abschnitte der Pumpen für geschmolzenes Metall, die mit geschmolzenem Metall in Kontakt stehen, aus den SiC-C/C-Verbundmaterialien bestehen.

Patentansprüche

1. SiC-C/C-Verbundmaterial umfassend Siliciumcarbid, Kohlenstofffasern und eine von den Kohlenstofffasern verschiedene Kohlenstoffkomponente, das eine Struktur hat, die einen Skeletteil und eine um den Skeletteil herum gebildete Matrix umfasst, **dadurch gekennzeichnet**, dass wenigstens 50% des Siliciumcarbids vom β -Typ sind, der Skeletteil aus Kohlenstofffasern und einer von den Kohlenstofffasern verschiedenen Kohlenstoffkomponente gebildet ist, das Siliciumcarbid in einem Teil des Skeletteils vorliegen kann, die Matrix aus Siliciumcarbid gebildet ist, die Matrix und der Skeletteil einstückig ausgebildet sind und das Verbundmaterial eine Porosität von 0,5 bis 5% und eine Verteilung des durchschnittlichen Porendurchmessers mit zwei Peaks hat.

2. SiC-C/C-Verbundmaterial nach Anspruch 1, wobei die Matrix entlang der Oberfläche des Skeletteils gebildet ist.

3. SiC-C/C-Verbundmaterial nach Anspruch 1 oder 2, wobei eine Serie kleiner Vorsprünge auf einem Teil der Matrix gebildet ist.

4. SiC-C/C-Verbundmaterial nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei die Matrix eine Zusammensetzung mit solch einem Gefälle hat, dass der Siliciumgehalt proportional zu dem Abstand von der Oberfläche des Skeletteils ansteigt.

5. SiC-C/C-Verbundmaterial nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei der Skeletteil eine Garnanordnung umfasst, die durch zweidimensionales Anordnen von wenigstens einer Vielzahl von Garnen nahezu parallel zueinander, die Kohlenstofffasern und eine von den Kohlenstofffasern verschiedene Komponente umfassen, um ein Garnanordnungselement zu bilden, und durch Laminieren einer gewünschten Anzahl der Garnanord-

nungselemente, so dass die Garne in den angrenzenden Garnanordnungselementen einander im rechten Winkel kreuzen, hergestellt wird.

6. SiC-C/C-Verbundmaterial nach einem der fünf Ansprüche 1 bis 5, wobei die Matrix in dem SiC-C/C-Verbundmaterial kontinuierlich ist, um eine dreidimensionale Netzwerkstruktur zu bilden.

7. SiC-C/C-Verbundmaterial nach einem der Ansprüche 1 bis 6, das einen kinetischen Reibungskoeffizienten von 0,05 bis 0,6 hat.

8. SiC-C/C-Verbundmaterial nach einem der Ansprüche 1 bis 7, wobei die Temperatur, bei der sich das Gewicht um 5% verringert, 600°C oder höher ist, wenn das Material mit einer Rate von 10°C/min in der Luft aufgeheizt wird.

9. Pumpe für geschmolzenes Metall, die einen Schlacke-Lagerungsabschnitt und einen Schlacke-Durchlass mit Öffnungen an beiden Enden hat und in der eine Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses nur an dem Oberflächenabschnitt des geschmolzenen Metalls außerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts mit geschmolzenem Metall in Kontakt steht, eine weitere Endenöffnung des Schlacke-Durchlasses nur an dem Oberflächenabschnitt des geschmolzenen Metalls innerhalb des Schlacke-Lagerungsabschnitts mit geschmolzenem Metall in Kontakt steht, wobei der Schlacke-Durchlass durch einen Raum gebildet wird, der durch die Innenwand des äußeren Behälters und durch die Außenwand des inneren Behälters, der in dem äußeren Behälter bereit gestellt ist und den Schlacke-Lagerungsabschnitt bildet, definiert ist und der Schlacke-Durchlass an einer weiteren Endenseite ein Antriebsrad hat, das an einen sich drehenden Schaft angebracht ist und Flüssigkeit von einer Endseite und einer weiteren Endseite heranbringt, dadurch gekennzeichnet, dass wenigstens die Abschnitte, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen, das SiC-C/C-Verbundmaterial nach den Ansprüchen 1 bis 8 umfassen.

10. Pumpe für geschmolzenes Metall nach Anspruch 9, wobei der Schlacke-Durchlass, das Antriebsrad und der sich drehende Schaft die Abschnitte sind, die mit dem geschmolzenen Metall in Kontakt stehen.

11. Verwendung einer Pumpe für geschmolzenes Metall nach Anspruch 9 oder 10 zum Pumpen von geschmolzenem Zink oder geschmolzenem Aluminium.

Es folgen 6 Blatt Zeichnungen

Fig.1

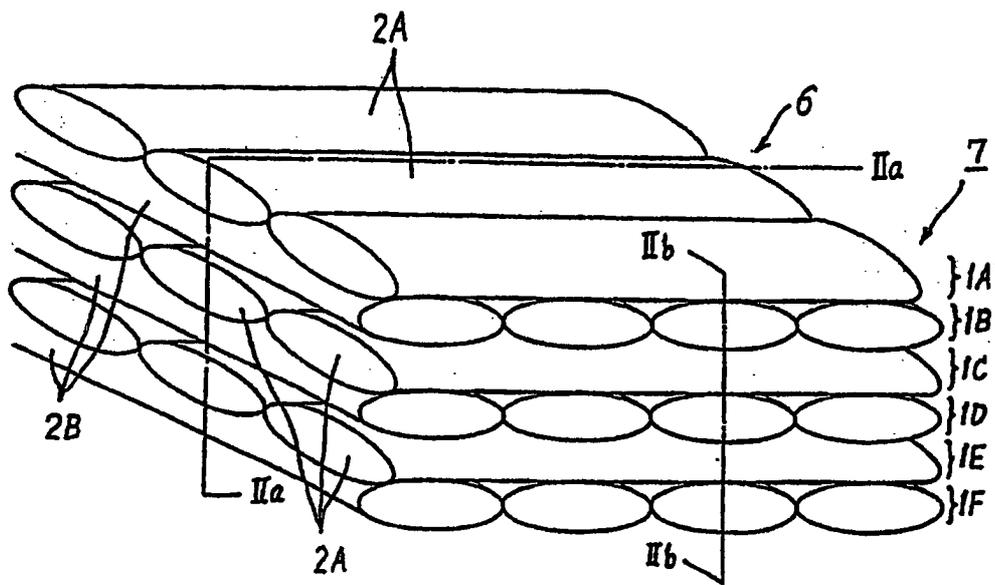


Fig.2 (a)

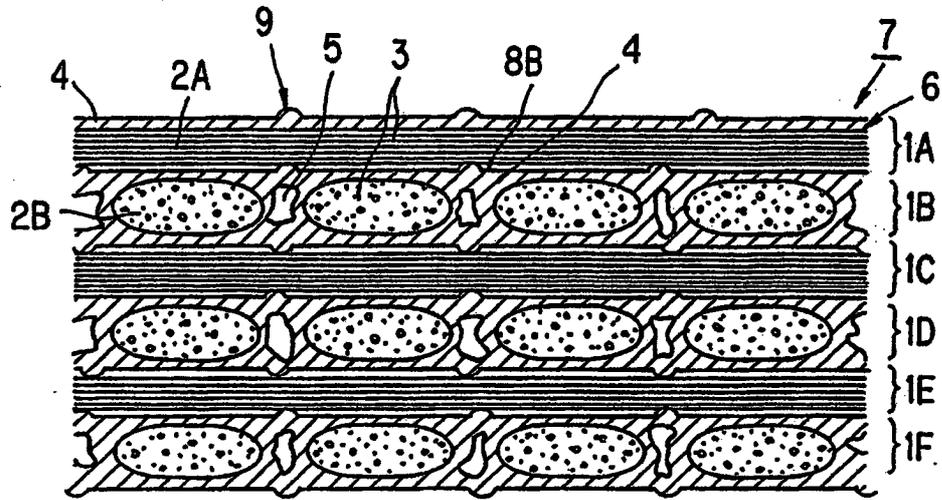


Fig.2 (b)

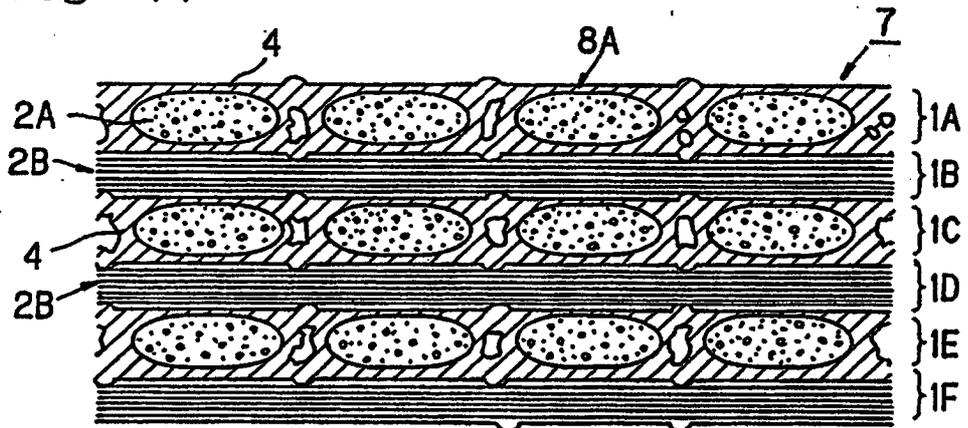


Fig.3

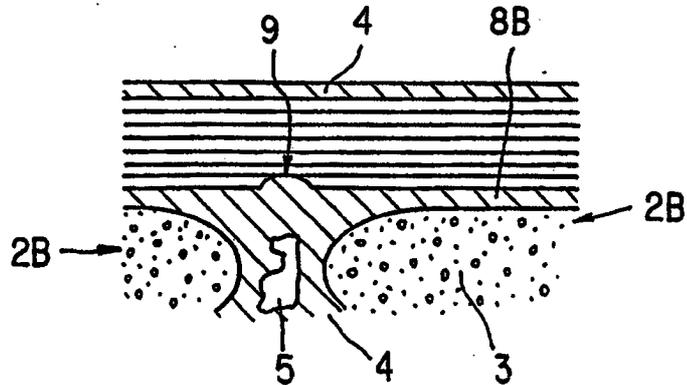


Fig. 4

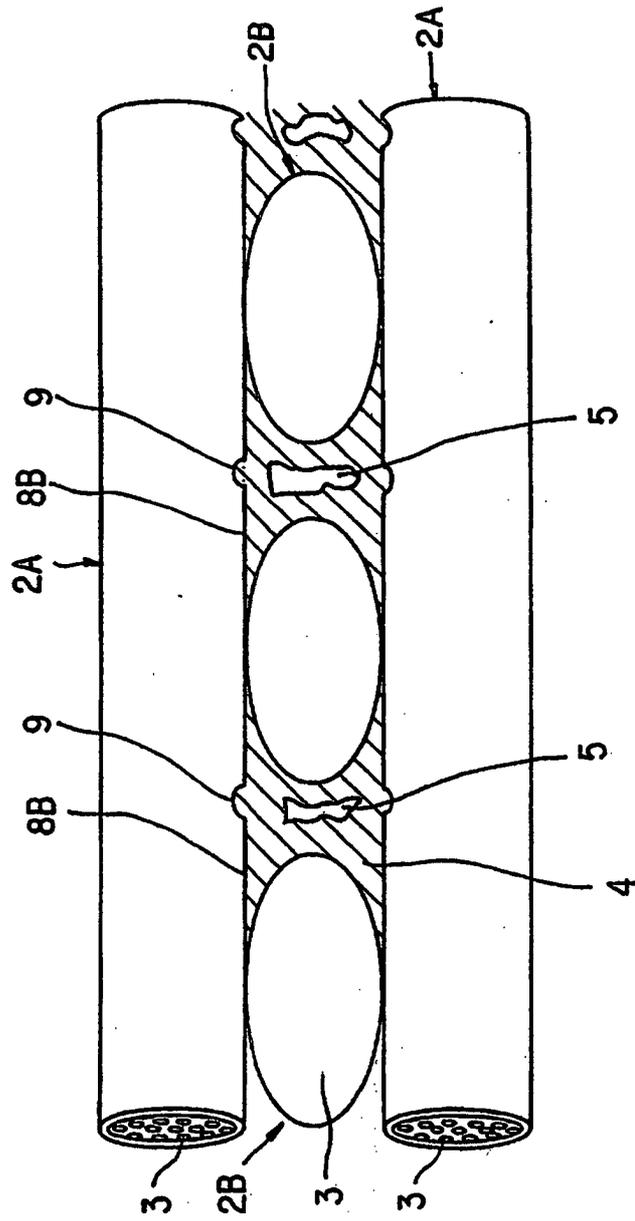


Fig.5

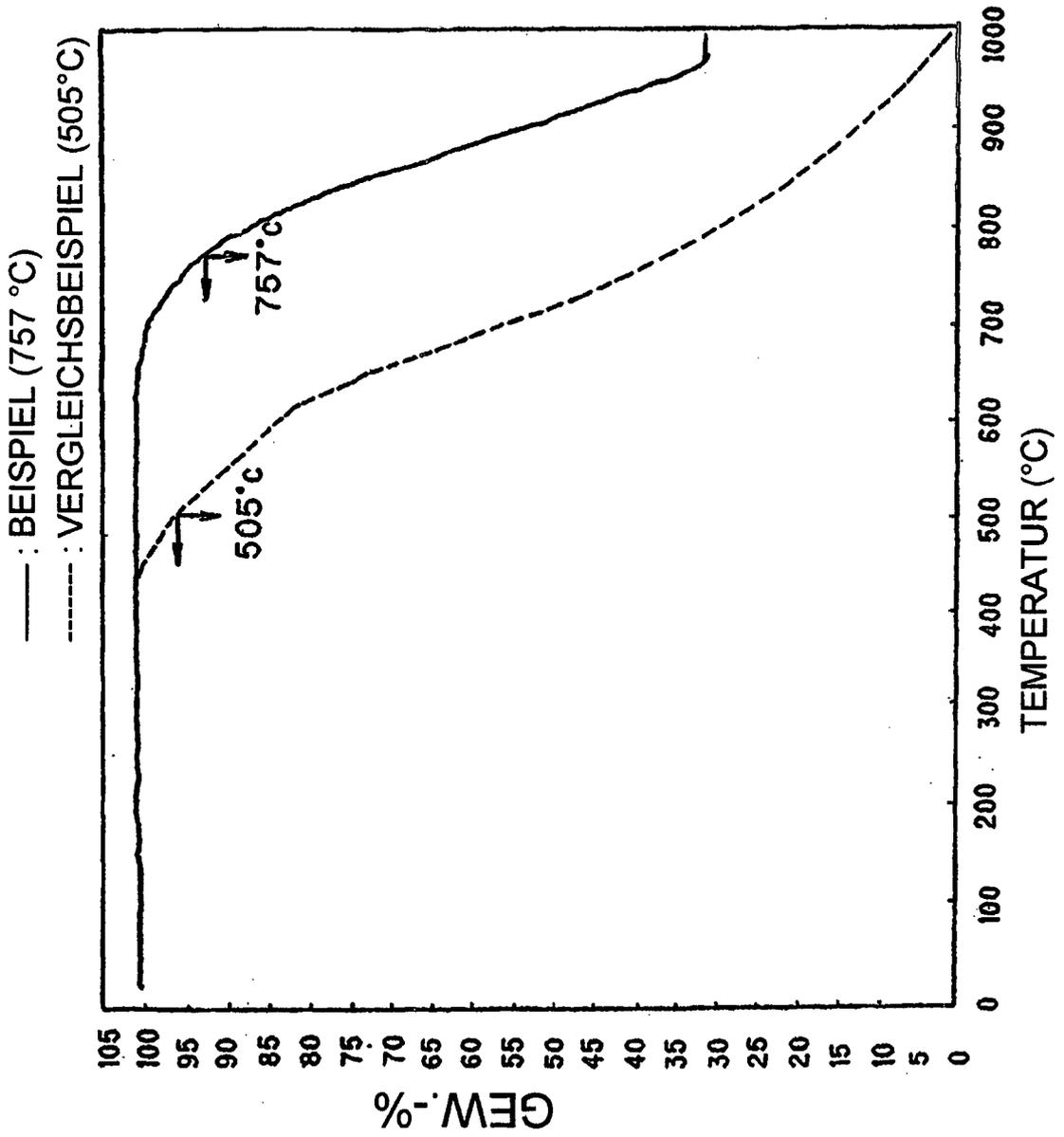


Fig.6

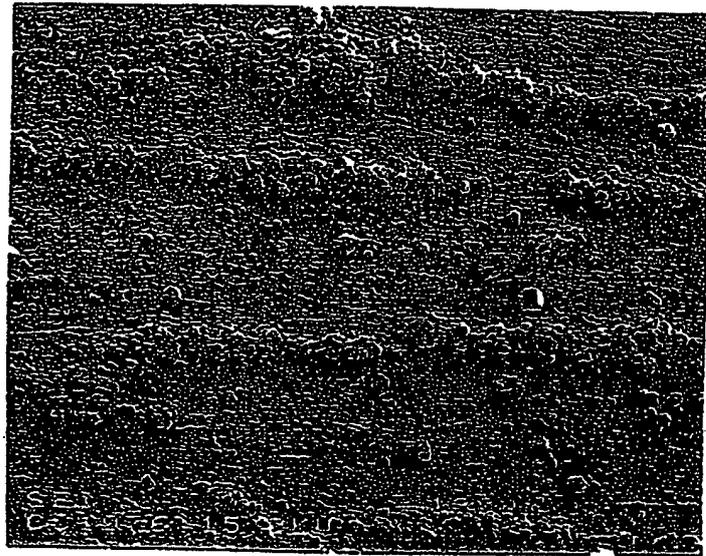


Fig.7

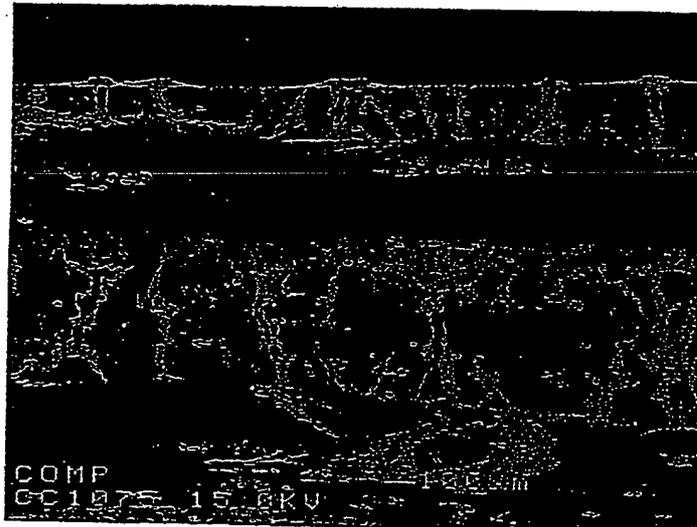


Fig.8

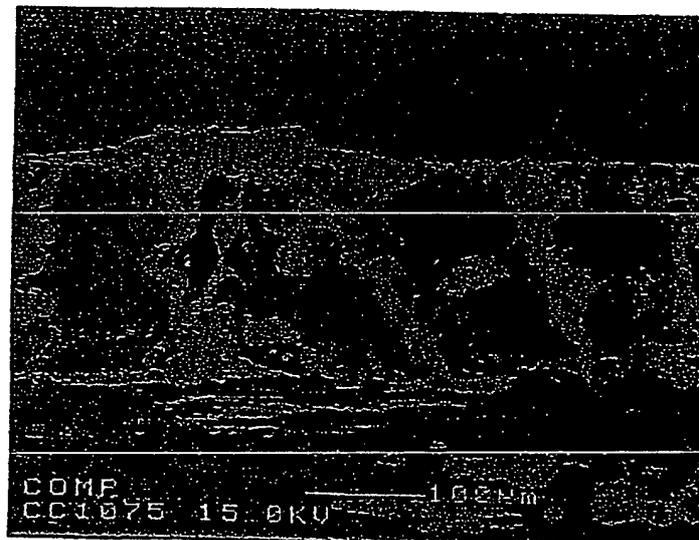


Fig. 9

