



(10) **DE 11 2021 000 182 T5** 2022.09.29

(12)

Veröffentlichung

der internationalen Anmeldung mit der
(87) Veröffentlichungs-Nr.: **WO 2022/118802**
in der deutschen Übersetzung (Art. III § 8 Abs. 2
IntPatÜbkG)
(21) Deutsches Aktenzeichen: **11 2021 000 182.5**
(86) PCT-Aktenzeichen: **PCT/JP2021/043716**
(86) PCT-Anmeldetag: **29.11.2021**
(87) PCT-Veröffentlichungstag: **09.06.2022**
(43) Veröffentlichungstag der PCT Anmeldung
in deutscher Übersetzung: **29.09.2022**

(51) Int Cl.: **C04B 35/119** (2006.01)
H01L 23/15 (2006.01)
H01L 23/492 (2006.01)
H05K 1/03 (2006.01)

(30) Unionspriorität:
2020-201979 **04.12.2020** **JP**

(74) Vertreter:
Müller-Boré & Partner Patentanwälte PartG mbB,
80639 München, DE

(71) Anmelder:
NGK Electronics Devices, Inc., Mine-shi,
Yamaguchi, JP; NGK Insulators, Ltd., Nagoya-shi,
Aichi-ken, JP

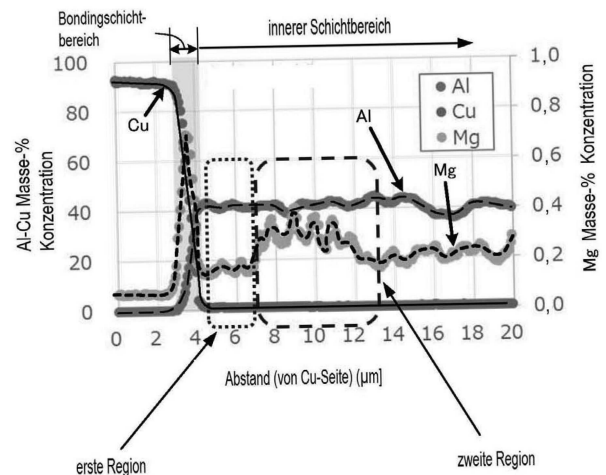
(72) Erfinder:
Ogata, Takatomo, Mine-shi, Yamaguchi, JP

Prüfungsantrag gemäß § 44 PatG ist gestellt.

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen.

(54) Bezeichnung: **Keramiksinterkörper und Substrat für eine Halbleitervorrichtung**

(57) Zusammenfassung: Ein Keramiksinterkörper gemäß der vorliegenden Erfindung enthält Aluminiumoxid, Zirkoniumdioxid und eine Glaskomponente, die Siliziumdioxid und Magnesiumoxid enthält. Der Keramiksinterkörper enthält: einen Bondingschichtabschnitt, der einen Magnesiumkonzentrationspeak auf einer Oberflächenseite des Keramiksinterkörpers aufweist; und einen Innenschichtabschnitt auf einer Innenseite, die an den Bondingschichtabschnitt angrenzt, wobei der Innenschichtabschnitt einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts ist.



Beschreibung

Technisches Gebiet

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft einen Keramiksinterkörper und ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung.

Technischer Hintergrund

[0002] Als Substrat für eine Halbleitervorrichtung, die in einem Leistungstransistormodul oder dergleichen verwendet wird, ist ein DBOC-Substrat (Direct Bonding of Copper Substrate) bekannt, das eine Kupferplatte auf einer Oberfläche eines Keramiksinterkörpers enthält (siehe z.B. Patentliteratur 1).

Zitatenliste

Patentliteratur

[0003] Patentliteratur 1: Japanisches Patent Nr. 4717960

Kurzdarstellung der Erfindung

Technisches Problem

[0004] In einem Substrat für eine Halbleitervorrichtung, wie vorstehend beschrieben, ist eine Kupferplatte mit einer Oberfläche eines Keramiksinterkörpers verbunden. Die Erfinder der vorliegenden Anmeldung haben festgestellt, dass bei zunehmender Sauerstoffionen-Leitfähigkeit des Keramiksinterkörpers die Bondingstärke zwischen dem Keramiksinterkörper und der Kupferplatte bei Anlegen einer Gleichspannung abnimmt und die Kupferplatte vom Keramiksinterkörper getrennt werden kann.

[0005] Die vorliegende Erfindung erfolgte, um das vorstehend beschriebene Problem zu lösen, und es ist eine Aufgabe der vorliegenden Erfindung, einen Keramiksinterkörper und ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung bereitzustellen, wobei, wenn eine Kupferplatte gebondet ist, die Trennung der Kupferplatte unterdrückt werden kann, wenn Gleichspannung angelegt wird.

Lösung der Aufgabe

[0006] Ein Keramiksinterkörper gemäß der vorliegenden Erfindung enthält Aluminiumoxid, Zirkoniumdioxid, Yttriumoxid und eine Glaskomponente, die Siliziumdioxid und Magnesiumoxid enthält, wobei der Keramiksinterkörper enthält: einen Bondingschichtabschnitt, der auf einer Oberflächenseite des Keramiksinterkörpers einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist; und einen Innenschichtabschnitt auf einer Innenseite, die an den Bondingschichtabschnitt angrenzt, wobei der Innenschichtabschnitt einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts ist.

[0007] In dem vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper kann der Innenschichtabschnitt mindestens eine erste Region, die an die Innenseite des Verbindungsschichtteils angrenzt, und eine zweite Region, die an eine Innenseite der ersten Region angrenzt, enthalten, und die zweite Region kann einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweisen, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts und größer als der der ersten Region ist.

[0008] In dem vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper kann der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 25 Masse-% oder weniger betragen.

[0009] In dem vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper kann, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 15 Masse-% oder weniger beträgt, der Siliziumdioxidgehalt 0,7 Masse-% oder mehr und 1,5 Masse-% oder weniger betragen.

[0010] In dem vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper kann der Siliziumdioxidgehalt bei einem Zirkoniumdioxidgehalt von mehr als 15 Masse-% und 25 Masse-% oder weniger 1,5 Masse-% oder mehr und 2,0 Masse-% oder weniger betragen.

[0011] In dem vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper kann der Magnesiumoxidgehalt 0,1 Masse-% oder mehr und 0,8 Masse-% oder weniger betragen.

[0012] Ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung gemäß der vorliegenden Erfindung ist ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung, auf der eine elektronische Komponente angebracht werden kann, enthaltend: einen der vorstehend beschriebenen Keramiksinterkörper; und eine Kupferplatte, die an den Keramiksinterkörper gebondet ist.

Vorteilhafte Auswirkungen der Erfindung

[0013] Gemäß der vorliegenden Erfindung kann beim Bonding einer Kupferplatte die Trennung der Kupferplatte beim Anlegen einer Gleichspannung unterdrückt werden.

Figurenliste

Fig. 1 ist eine Querschnittsansicht, die eine Ausführungsform einer Halbleitervorrichtung zeigt, die ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung gemäß der vorliegenden Erfindung enthält;

Fig. 2A ist ein Diagramm, das eine Beziehung zwischen Frequenz und Impedanz gemäß Vergleichsbeispiel 1 zeigt;

Fig. 2B ist ein Diagramm, das eine Beziehung zwischen Frequenz und Impedanz gemäß Beispiel 1 zeigt;

Fig. 3A ist ein Diagramm, das die Verteilung des Siliziumelements (Si) in der Nähe der Oberfläche gemäß Vergleichsbeispiel 1 zeigt;

Fig. 3B ist ein Diagramm, das die Verteilung des Siliziumelements (Si) in der Nähe der Oberfläche gemäß Beispiel 1 zeigt;

Fig. 4A ist ein Diagramm, das die Verteilung eines Magnesiumelements (Mg) in der Nähe der Oberfläche gemäß Vergleichsbeispiel 1 zeigt;

Fig. 4B ist ein Diagramm, das die Verteilung eines Magnesiumelements (Mg) in der Nähe der Oberfläche gemäß Beispiel 1 zeigt;

Fig. 5A ist ein Diagramm, das ein Verfahren zur Messung der Magnesiumkonzentrationsverteilung in der Tiefenrichtung von **Fig. 4B** zeigt;

Fig. 5B zeigt eine Magnesiumkonzentrationsverteilung in Tiefenrichtung, die unter Verwendung des in **Fig. 5A** gezeigten Verfahrens erhalten wurde; und

Fig. 6 ist ein Diagramm, das die Beziehung zwischen Siliziumdioxidgehalt und Impedanz zeigt.

Beschreibung der Ausführungsform

[0014] Nachstehend werden eine Ausführungsform eines Keramiksinterkörpers gemäß der vorliegenden Erfindung und eine Ausführungsform eines Substrats für eine Halbleitervorrichtung, die den Keramiksinterkörper enthält, unter Bezugnahme auf die Zeichnungen beschrieben. **Fig. 1** ist eine Querschnittsansicht einer Halbleitervorrichtung, die ein Substrat für eine Halbleitervorrichtung gemäß der vorliegenden Ausführungsform enthält.

1. Überblick über die Halbleitervorrichtung

[0015] Die Halbleitervorrichtung gemäß der vorliegenden Ausführungsform wird als Leistungsmodul in verschiedenen elektronischen Geräten verwendet, z.B. in einem Kraftfahrzeug, einer Klimaanlage, einem Industrieroboter, einem kommerziellen Aufzug, einem Mikrowellenherd für den Hausgebrauch, einem elektrischen Induktions-Reiskocher, einer Stromerzeugungsanlage (Windkraftanlage, Photovoltaikanlage, Brennstoffzelle und dergleichen), einer elektrischen Eisenbahn, einer unterbrechungsfreien Stromversorgung (USV) und dergleichen.

[0016] Wie in **Fig. 1** gezeigt, enthält eine Halbleitervorrichtung 1 gemäß der vorliegenden Ausführungsform ein Substrat 2 für eine Halbleitervorrichtung, ein erstes Bondingmaterial 5, ein zweites Bondingmaterial 5', einen Halbleiterchip 6, Bonddrähte 7 und einen Kühlkörper 8.

[0017] Das Substrat 2 für eine Halbleitervorrichtung ist ein sogenanntes DBOC-Substrat (Direct Bonding of Copper Substrate) und enthält einen plattenförmigen Keramiksinterkörper 3, der als Isolator dient, eine erste Kupferplatte 4, die mit einer Oberfläche (obere Oberfläche) des Keramiksinterkörpers 3 verbunden ist, und eine zweite Kupferplatte 4', die mit der anderen Oberfläche (untere Oberfläche) des Keramiksinterkörpers 3 verbunden ist. Eine detaillierte Beschreibung des Keramiksinterkörpers 3 wird später gegeben.

[0018] Auf der ersten Kupferplatte 4 wird ein Übertragungskreislauf gebildet. Die zweite Kupferplatte 4' hingegen ist als flache Platte ausgebildet.

[0019] Auf der oberen Oberfläche des Substrats 2 für eine Halbleitervorrichtung oder mit anderen Worten, auf einem Abschnitt der oberen Oberfläche der ersten Kupferplatte 4, ist der Halbleiterchip 6 über das erste Bondingmaterial 5 gebondet. Der Halbleiterchip 6 und die erste Kupferplatte 4 sind mit den Bonddrähten 7 verbunden.

[0020] Auf der unteren Oberfläche des Substrats 2 für eine Halbleitervorrichtung oder mit anderen Worten, auf der unteren Oberfläche der zweiten Kupferplatte 4', ist der Kühlkörper 8 über das zweite Bondingmaterial 5' befestigt. Der Kühlkörper 8 ist ein bekannter Kühlkörper und kann z.B. unter Verwendung eines Metalls wie Kupfer hergestellt werden.

[0021] Als Nächstes wird ein Beispiel für ein Verfahren zur Herstellung eines Substrats 2 für eine Halbleitervorrichtung, wie vorstehend beschrieben, beschrieben. Zunächst wird ein Stapel gebildet, in dem erste und zweite Kupferplatten 4 und 4' auf der oberen Oberfläche und der unteren Oberfläche eines Keramiksinterkörpers 3 vorgesehen sind. Dabei sind die Oberflächen der verwendeten Kupferplatten 4 und 4' oxidiert worden. Anschließend wird der Stapel in einer Stickstoffatmosphäre bei 1065°C bis 1083°C für etwa 10 Minuten erhitzt. Dadurch bildet sich eine eutektische Cu-O-Flüssigphase an einer Grenzfläche (im Folgenden zusammenfassend als „Bondinggrenzfläche“ bezeichnet) zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und jeder der ersten und zweiten Kupferplatten 4 und 4' und jede Oberfläche des Keramiksinterkörpers 3 wird nass. Dann wird der Stapel abgekühlt, um die eutektische Cu-O-Flüssigphase zu verfestigen, wodurch die ersten und zweiten Kupferplatten 4 und 4' mit dem Keramiksinterkörper 3 gebondet werden.

[0022] Der Übertragungskreislauf auf der ersten Kupferplatte 4 kann beispielsweise unter Verwendung eines subtraktiven Verfahrens oder eines additiven Verfahrens gebildet werden.

2. Konfiguration des Keramiksinterkörpers

[0023] Im Folgenden wird der Keramiksinterkörper 3 im Einzelnen beschrieben. Der Keramiksinterkörper 3 enthält Aluminiumoxid (Al_2O_3), Zirkoniumdioxid (ZrO_2), Yttriumoxid (Y_2O_3), eine Glaskomponente und den Rest der anderen Elemente. Die Glaskomponente enthält Siliziumdioxid (SiO_2) und Magnesiumoxid (MgO). Nachstehend wird der Gehalt der einzelnen Bestandteilelemente des Keramiksinterkörpers 3 beschrieben.

[0024] Der Aluminiumoxidgehalt beträgt beispielsweise vorzugsweise 75 Masse-% oder mehr und 90 Masse-% oder weniger und bevorzugter 85 Masse-% oder mehr und 90 Masse-% oder weniger.

[0025] Der Zirkoniumdioxidgehalt beträgt vorzugsweise 10 Masse-% oder mehr und 25 Masse-% oder weniger und bevorzugter 10 Masse-% oder mehr und 15 Masse-% oder weniger. Durch die Einstellung des Zirkoniumdioxidgehalts auf 10 Masse-% oder mehr kann die Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden. Es kann auch verhindert werden, dass der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient des Keramiksinterkörpers 3 zu klein ist, und es wird daher davon ausgegangen, dass der Unterschied im linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und jeder der ersten und zweiten Kupferplatten 4 und 4' verringert werden kann. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass die Wärmespannung an der Bondinggrenzfläche vermindert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen in dem Keramiksinterkörper 3 an der Bondinggrenzfläche zu unterdrücken.

[0026] Andererseits wird davon ausgegangen, dass durch die Einstellung des Zirkoniumdioxidgehalts auf 25 Masse-% oder weniger eine Überreaktion an der Bondinggrenzfläche unterdrückt werden kann, wenn die Kupferplatten gebondet werden, und dass die Bildung von Hohlräumen an der Bondinggrenzfläche unterdrückt werden kann. Dies liegt daran, dass die Benetzbarkeit mit der eutektischen Cu-O-Flüssigphase beim Bonden der Kupferplatten zwischen Aluminiumoxid und Zirkoniumdioxid unterschiedlich ist. Außerdem kann die Impedanz des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden, indem der Zirkoniumdioxidgehalt auf 25

Masse-% oder weniger eingestellt wird, wie später beschrieben wird, ohne den Siliziumdioxidgehalt zu erhöhen.

[0027] Der Yttriumoxidgehalt beträgt vorzugsweise 0,8 Masse-% oder mehr und 1,9 Masse-% oder weniger. Durch die Einstellung des Yttriumdioxidgehalts auf 0,8 Masse-% oder mehr wird davon ausgegangen, dass der Anteil der tetragonalen Kristallphase in der kristallinen Phase des Zirkoniumdioxids erhöht werden kann, während gleichzeitig verhindert wird, dass der Anteil der monoklinen Kristallphase in der kristallinen Phase des Zirkoniumdioxids zu groß wird. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen im Keramiksinterkörper 3 an der Bondingrenzfläche zu unterdrücken.

[0028] Der Anteil des Yttriumoxidgehalts im Verhältnis zum Zirkoniumdioxidgehalt beträgt vorzugsweise 4,5 Masse-% oder mehr und 7,9 Masse-% oder weniger. Bei dieser Konfiguration wird davon ausgegangen, dass die Stabilität der tetragonalen Kristallphase von Zirkoniumdioxid in einem geeigneten Zustand gehalten werden kann, was dazu beiträgt, eine Verringerung der mechanischen Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 zu unterdrücken.

[0029] Andererseits wird davon ausgegangen, dass durch die Einstellung des Yttriumoxidgehalts auf 1,9 Masse-% oder weniger der Anteil der tetragonalen Kristallphase in der kristallinen Phase des Zirkoniumdioxids erhöht werden kann, während verhindert wird, dass der Anteil der kubischen Kristalle in der kristallinen Phase des Zirkoniumdioxids zu groß wird. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen im Keramiksinterkörper 3 an der Bondingrenzfläche zu unterdrücken.

[0030] Als Nächstes wird die Glaskomponente beschrieben. Der Siliziumdioxidgehalt beträgt vorzugsweise 0,1 Masse-% oder mehr und 2,5 Masse-% oder weniger. Wenn der Siliziumdioxidgehalt 0,1 Masse-% oder mehr beträgt, wird, wie später beschrieben wird, die Sauerstoffionen-Leitfähigkeit des Keramiksinterkörpers 3 unterdrückt und die Impedanz kann verbessert werden. Andererseits kann bei einem hohen Siliziumdioxidgehalt die Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 gering sein. Um zu verhindern, dass die Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 zu niedrig ist, beträgt der Siliziumdioxidgehalt daher vorzugsweise 2,5 Masse-% oder weniger.

[0031] Insbesondere wenn der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 15 Masse-% oder weniger beträgt, ist der Siliziumdioxidgehalt vorzugsweise 0,7 Masse-% oder mehr und 1,5 Masse-% oder weniger. Wenn der Zirkoniumdioxidgehalt mehr als 15 Masse-% und 25 Masse-% oder weniger beträgt, ist der Siliziumdioxidgehalt vorzugsweise 1,5 Masse-% oder mehr und 2,0 Masse-% oder weniger. Wie vorstehend beschrieben, kann die Impedanz des Keramiksinterkörpers 3 durch Änderung des Siliziumdioxidgehalts gemäß dem Zirkoniumdioxidgehalt wirksam verbessert werden.

[0032] Der Magnesiumoxidgehalt beträgt vorzugsweise 0,1 Masse-% oder mehr und 0,8 Masse-% oder weniger und bevorzugter 0,15 Masse-% oder mehr und 0,3 Masse-% oder weniger. Durch die Einstellung des Magnesiumoxidgehalts auf 0,1 Masse-% oder mehr kann der Keramiksinterkörper 3 gesintert werden, ohne dass die Calciniertemperatur auf eine übermäßig hohe Temperatur erhöht wird, und es kann verhindert werden, dass die Aluminiumoxidteilchen und Zirkoniumdioxidteilchen grob werden. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen in dem Keramiksinterkörper 3 an der Bondingrenzfläche zu unterdrücken. Es wird auch davon ausgegangen, dass eine ausreichende Menge an $MgAl_2O_4$ -Kristallen (im Folgenden als „Spinellkristall“ bezeichnet) in dem Keramiksinterkörper 3 gebildet werden kann und die Benetzbarkeit mit der eutektischen Cu-O-Flüssigphase beim Bonding der Kupferplatten verbessert werden kann. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass dies zur Unterdrückung der Bildung von Hohlräumen an der Bondingrenzfläche beiträgt.

[0033] Andererseits wird davon ausgegangen, dass durch die Einstellung des Magnesiumoxidgehalts auf 0,8 Masse-% oder weniger die übermäßige Bildung von Spinellkristallen mit geringer mechanischer Festigkeit verhindert und die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass dies dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen in dem Keramiksinterkörper 3 an der Bondingrenzfläche zu unterdrücken.

[0034] Die Glaskomponente kann Calciumoxid (CaO) enthalten. In dem Fall, in dem die Glaskomponente Calciumoxid enthält, beträgt der Calciumoxidgehalt vorzugsweise 0,03 Masse-% oder mehr und 0,35 Masse-

% oder weniger. Bei dieser Konfiguration wird davon ausgegangen, dass der Keramiksinterkörper 3 gesintert werden kann, ohne dass die Calcinierungstemperatur auf eine übermäßig hohe Temperatur erhöht wird, und es kann verhindert werden, dass Aluminiumoxidteilchen und Zirkoniumdioxidteilchen grob werden. Infolgedessen wird davon ausgegangen, dass die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen in dem Keramiksinterkörper 3 an der Bondinggrenzfläche zu unterdrücken.

[0035] Der Rest beträgt vorzugsweise 0,05 Masse-% oder weniger, ausgedrückt als Oxidäquivalent. Bei dieser Konfiguration wird davon ausgegangen, dass es möglich ist, eine übermäßige Sinterung des Keramiksinterkörpers 3 zu verhindern, obwohl die Calcinierungstemperatur nicht übermäßig hoch ist, und somit kann die Porosität des Keramiksinterkörpers 3 vermindert werden. Es wird davon ausgegangen, dass dadurch die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3 verbessert werden kann, was dazu beiträgt, die Entstehung von Rissen im Keramiksinterkörper 3 an der Bondinggrenzfläche zu unterdrücken.

[0036] Bei der vorliegenden Ausführungsform wird der Gehalt jedes Bestandteilelements des Keramiksinterkörpers 3 als Oxidäquivalent berechnet. Jedes Bestandteilelement des Keramiksinterkörpers 3 kann in Form eines Oxids oder einer anderen Form vorliegen. Zum Beispiel kann mindestens eines von Y, Mg und Ca in Form einer festen Lösung in ZrO_2 vorliegen, anstatt in Form eines Oxids vorzuliegen.

[0037] Der Gehalt der einzelnen Bestandteilelemente des Keramiksinterkörpers 3, ausgedrückt als Oxidäquivalent, wird auf folgende Weise berechnet. Zunächst wird für jedes Bestandteilelement des Keramiksinterkörpers 3 eine qualitative Analyse unter Verwendung eines Röntgenfluoreszenzanalysegeräts (XRF) oder eines Energiedispersionspektroskops (EDS), das an ein Rasterelektronenmikroskop (REM) angeschlossen ist, durchgeführt. Anschließend wird für jedes Element, das bei der qualitativen Analyse festgestellt wurde, eine quantitative Analyse unter Verwendung eines ICP-Emissionsspektroskopie-Analysators durchgeführt. Anschließend wird der durch die quantitative Analyse gemessene Gehalt jedes Elements umgerechnet und als Oxidäquivalent ausgedrückt.

[0038] XRF ist hier eine Abkürzung für Röntgenfluoreszenzanalyse. REM ist eine Abkürzung für Rasterelektronenmikroskop. EDS ist eine Abkürzung für energiedispersive Röntgenspektroskopie. ICP ist eine Abkürzung für induktiv gekoppeltes Plasma.

[0039] Bei den Elementen im Rest kann es sich um Elemente handeln, die absichtlich hinzugefügt werden, oder um Elemente, die unvermeidlich eingeführt werden. Es gibt keine besondere Beschränkung für die Elemente im Rest, aber Beispiele dafür sind Fe (Eisen), Ti (Titan), Mn (Mangan) und dergleichen.

3. Verfahren zur Herstellung eines Keramiksinterkörpers

[0040] Im Folgenden wird ein Verfahren zur Herstellung eines Keramiksinterkörpers beschrieben. Zunächst wird ein Pulvermaterial, das die vorstehend beschriebenen Bestandteilelemente enthält, hergestellt. Anschließend wird das hergestellte Pulvermaterial z.B. unter Verwendung einer Kugelmühle oder dergleichen pulverisiert und gemischt.

[0041] Anschließend werden dem pulverisierten und gemischten Pulvermaterial ein organisches Bindemittel (z.B. Polyvinylbutyral), ein Lösungsmittel (Xylol, Toluol oder dergleichen) und ein Weichmacher (Dioctylphthalat oder dergleichen) zugesetzt, um eine aufschlammungsartige Substanz zu bilden.

[0042] Danach wird die aufschlammungsartige Substanz unter Verwendung eines gewünschten Formgebungsmittels (z.B. Gesenkpressen, isostatisches Kaltpressen, Spritzgießen, Rakelverfahren, Extrusionsformverfahren oder dergleichen) in eine gewünschte Form gebracht, um einen keramischen Formkörper herzustellen.

[0043] Anschließend wird der keramische Formkörper in einer Sauerstoffatmosphäre oder in einer Atmosphäre (bei $1560^{\circ}C$ bis $1620^{\circ}C$ für 0,7 Stunden bis 1,0 Stunden) calciniert, um einen Keramiksinterkörper 3 herzustellen.

4. Untersuchung der Bondingstärke bzw. Haftfestigkeit zwischen Keramiksinterkörper und Kupferplatte

[0044] Als Nächstes wird die Bondingstärke zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und den einzelnen Kupferplatten 4 und 4' untersucht. In dem vorstehend beschriebenen Substrat 2 für eine Halbleitervorrichtung sind

die Kupferplatten 4 und 4' mit beiden Oberflächen des Keramiksinterkörpers 3 gebondet, aber wenn die Sauerstoffionen-Leitfähigkeit des Keramiksinterkörpers 3 zunimmt, nimmt die Bondingstärke zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und jeder der Kupferplatten 4 und 4' ab, wenn eine Gleichspannung angelegt wird, und die Kupferplatten 4 und 4' können sich von dem Keramiksinterkörper 3 lösen. Dies wird im Einzelnen beschrieben.

[0045] Zunächst wird eine Cu-O-Al-Bindung an der Grenzfläche zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und der ersten Kupferplatte 4 und der zweiten Kupferplatte 4' durch das Bondingverfahren gebildet, das die Bildung und Verfestigung einer eutektischen Cu-O-Flüssigphase enthält. Wenn beispielsweise eine Gleichspannung an die erste Kupferplatte 4, die mit der negativen Elektrode verbunden ist, und an die zweite Kupferplatte 4', die mit der positiven Elektrode verbunden ist, angelegt wird, wird die Cu-O-Al-Bindung in der Nähe der Grenzfläche zwischen der ersten Kupferplatte 4 und dem Keramiksinterkörper 3 verringert. Infolgedessen nimmt die Bondingstärke zwischen der ersten Kupferplatte 4 und dem Keramiksinterkörper 3 ab. Durch die Reduktion erzeugte Sauerstoffionen wandern über den Keramiksinterkörper 3 zur zweiten Kupferplatte 4'. Infolgedessen wird die zweite Kupferplatte 4' durch die Sauerstoffionen oxidiert und die Bondingstärke zwischen der zweiten Kupferplatte 4' und dem Keramiksinterkörper 3 nimmt ab. Nachstehend wird die vorstehend beschriebene Bewegung der Sauerstoffionen beim Anlegen einer Gleichspannung als „Verhalten A“ bezeichnet.

[0046] Andererseits wird davon ausgegangen, dass sich bei Anlegen einer Wechselspannung kaum Sauerstoffionen zwischen den Teilchen aus Aluminiumoxid und Zirkoniumdioxid im Keramiksinterkörper 3 bewegen. Dies liegt daran, dass selbst bei Anlegen einer Wechselspannung die Trennung der ersten Kupferplatte 4 und der zweiten Kupferplatte 4', die durch die Reduzierung der Cu-O-Al-Bindung verursacht wird, nicht stattfindet. Dies bedeutet jedoch nicht, dass sich die Sauerstoffionen überhaupt nicht bewegen. Dementsprechend kann die Beweglichkeit der Sauerstoffionen in dem Keramiksinterkörper durch Messung der Impedanz beim Anlegen einer Wechselspannung bewertet werden. Insbesondere steigt die Impedanz mit abnehmender Mobilität der Sauerstoffionen.

[0047] In diesem Zusammenhang haben die Erfinder der vorliegenden Anmeldung festgestellt, dass die Aufnahme von Siliziumdioxid in den Keramiksinterkörper 3 die Bewegung von Sauerstoffionen und Elektronen unterdrücken kann. Insbesondere fanden sie heraus, dass, wenn Siliziumdioxid in dem Keramiksinterkörper 3 enthalten ist, Sauerstoffionen und Elektronen in dem Siliziumdioxid gefangen sind, was die Ausbreitung von Sauerstoffionen und Elektronen unterdrückt. In diesem Fall wird das Verhalten A unterdrückt und somit tritt selbst beim Anlegen einer Gleichspannung die Trennung der ersten Kupferplatte 4 und der zweiten Kupferplatte 4', die durch die Reduzierung der Cu-O-Al-Bindung verursacht wird, nicht auf.

[0048] Dann haben die Erfinder der vorliegenden Anmeldung den Grad der Ausbreitung von Sauerstoffionen und Elektronen als Impedanz des Keramiksinterkörpers 3 gemessen. Insbesondere steigt die Impedanz mit abnehmender Sauerstoffionen-Leitfähigkeit.

[0049] Um die Impedanz, wie vorstehend beschrieben, zu erhöhen, ist das Vorhandensein von Siliziumdioxid in dem Keramiksinterkörper 3 erforderlich.

[0050] Wenn außerdem Magnesiumoxid an der Bondinggrenzfläche zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und der ersten Kupferplatte 4 vorhanden ist, entsteht eine Cu-O-Al-Mg-Bindung und es ist unwahrscheinlich, dass Sauerstoff reduziert wird. Dementsprechend wird das Verhalten A, das beim Anlegen einer Gleichspannung auftritt, unterdrückt. Dementsprechend kann die Trennung der ersten Kupferplatte 4, die durch die Reduktion von Sauerstoff verursacht wird, unterdrückt werden.

[0051] Andererseits vermindert die Glaskomponente die Festigkeit des Keramiksinterkörpers 3. In Anbetracht der Tatsache, dass Risse an der Bondinggrenzfläche von der Oberfläche in das Innere des Keramiksinterkörpers 3 wachsen, ist es wünschenswert, dass eine geringe Menge der Glaskomponente in der Nähe der Oberfläche des Keramiksinterkörpers 3 vorhanden ist. Die erste Kupferplatte 4 trennt sich auch infolge von Rissen, die durch eine Wärmespannung entstehen, die an der Bondinggrenzfläche aufgrund des unterschiedlichen linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und der ersten Kupferplatte 4 auftritt.

[0052] Aus den vorstehend beschriebenen Gründen haben die Erfinder der vorliegenden Anmeldung herausgefunden, dass die Trennung der ersten Kupferplatte 4, die beim Anlegen einer Gleichspannung auftritt, unterdrückt werden kann, indem ein Bondingschichtabschnitt bereitgestellt wird, der einen Magnesium-

konzentrationspeak an der Bondingrenzfläche zwischen dem Keramiksinterkörper 3 und der ersten Kupferplatte 4 aufweist. Andererseits haben die Erfinder der vorliegenden Anmeldung auch festgestellt, dass die durch eine Wärmespannung verursachte Trennung der ersten Kupferplatte 4 unterdrückt werden kann, indem ein Innenschichtabschnitt auf einer Innenseite vorgesehen ist, der an den Bondingschichtabschnitt angrenzt (an einer tieferen Position als dieser), wobei der Innenschichtabschnitt einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner ist als der des Bondingschichtabschnitts. Es gibt keine besondere Beschränkung für die Magnesiumkonzentration des Innenschichtabschnitts. Der Innenschichtabschnitt kann verschiedene Konzentrationspeaks aufweisen, solange die Magnesiumkonzentration des Innenschichtabschnitts kleiner ist als die des Bondingschichtabschnitts. Zum Beispiel kann die Magnesiumkonzentration des Innenschichtabschnitts im Wesentlichen konstant sein. Alternativ kann der Innenschichtabschnitt eine erste Region mit einer niedrigen Magnesiumkonzentration auf der Innenseite des Bondingschichtabschnitts und eine zweite Region enthalten, die an die Innenseite der ersten Region angrenzt und einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts und größer als der der ersten Region ist.

Beispiele

[0053] Nachstehend werden Beispiele der vorliegenden Erfindung beschrieben. Die vorliegende Erfindung ist jedoch nicht auf die nachstehend aufgeführten Beispiele beschränkt.

1. Beziehung zwischen zugesetzter Siliziumdioxidmenge und Impedanz

[0054] Wie in Tabelle 1A gezeigt, wurden ein Keramiksinterkörper aus Beispiel 1 und ein Keramiksinterkörper aus Vergleichsbeispiel 1, der die folgenden Materialien als Hauptkomponenten enthält, hergestellt. Konkret wurden zunächst Pulvermaterialien, die unter Verwendung der in Tabelle 1A gezeigten Zusammensetzungen hergestellt wurden, in einer Kugelmühle pulverisiert und gemischt. In Tabelle 1A und Tabelle 1B werden die Masseprozentage einfach als Gew.-% angegeben. Die Zusammensetzung von Beispiel 1, die so umgewandelt wurde, dass die Gesamtmenge der Zusammensetzung genau 100 Gew.-% beträgt, ist in Tabelle 1B dargestellt. In Beispiel 1 betrug die Menge des zugesetzten Siliziumdioxids 1,11 Gew.-%. Im Vergleichsbeispiel 1 war die Menge des zugesetzten Siliziumdioxids dagegen im Wesentlichen Null.

[0055] Als Nächstes wurden Polyvinylbutyral als organisches Bindemittel, Xylol als Lösungsmittel und Dioctylphthalat als Weichmacher zu jedem der pulverisierten und gemischten Pulvermaterialien hinzugefügt, um eine aufschlammungsartige Substanz zu erhalten.

[0056] Anschließend wurde die aufschlammungsartige Substanz unter Verwendung eines Rakelverfahrens in eine Plattenform gebracht, um einen Keramikformkörper herzustellen.

[0057] Danach wurde der Keramikformkörper in einer Atmosphäre bei 1570°C für 0,8 Stunden calciniert, um einen Keramiksinterkörper herzustellen. Die Größe des Keramiksinterkörpers 3 war wie folgt: eine Dicke von 0,32 mm, eine Länge von 39 mm und eine Breite von 45 mm. Der Gehalt der einzelnen Bestandteilelemente des Keramiksinterkörpers 3, ausgedrückt als Oxidäquivalent, wurde nach dem in Absatz[0038] beschriebenen Verfahren berechnet, und es wurde festgestellt, dass die Gehalte der Bestandteilelemente im Wesentlichen dem in Tabelle 1 angegebenen Mischungsverhältnis des Pulvermaterials entsprachen.

[Tabelle 1A]

	Beispiel 1	Vergleichsbeispiel 1
Aluminiumoxid	84,69 Gew.-%	78,53 Gew.-%
Zirkoniumdioxid	13,11 Gew.-%.	19,61 Gew.-%
Yttriumoxid	0,82 Gew.-%	1,07 Gew.-%
Siliziumdioxid	1,11 Gew.-%.	< 0,05 Gew.-%
Magnesiumoxid	0,25 Gew.-%	0,30 Gew.-%
Calciumoxid	0,25 Gew.-%	0,09 Gew.-%
Insgesamt	1 100,23 Gew.-%	99,60 Gew.-% oder mehr und weniger als 99,65 Gew.-%

[Tabelle 1B]

	Beispiel 1	Vergleichsbeispiel 1
Aluminiumoxid	84,50 Gew.-%	78,53 Gew.-%
Zirkoniumdioxid	13,08 Gew.-%	19,61 Gew.-%
Yttriumoxid	0,82 Gew.-%	1,07 Gew.-%
Siliziumdioxid	1,11 Gew.-%	< 0,05 Gew.-%
Magnesiumoxid	0,25 Gew.-%	0,30 Gew.-%
Calciumoxid	0,25 Gew.-%	0,09 Gew.-%
Insgesamt	100,00 Gew.-%	99,60 Gew.-% oder mehr und weniger als 99,65 Gew.-%

[0058] Als Nächstes wurde die Beziehung zwischen Frequenz und Impedanz für den Keramiksinterkörper von Beispiel 1 und den Keramiksinterkörper von Vergleichsbeispiel 1 gemessen, indem Kupferplatten auf beiden Oberflächen jedes Keramiksinterkörpers als Elektrodenanschlüsse unter Verwendung des vorstehend beschriebenen Verfahrens gebondet wurden. Die Ergebnisse sind in **Fig. 2A** und **Fig. 2B** dargestellt. **Fig. 2A** zeigt das Ergebnis des Keramiksinterkörpers von Vergleichsbeispiel 1 und **Fig. 2B** zeigt das Ergebnis des Keramiksinterkörpers von Beispiel 1. Hier bedeutet z.B. 1.E + 03, dass 1 mit 10 multipliziert, auf die dritte Potenz erhöht wird. Als Messverfahren wurde die AC-Impedanzmessung verwendet.

[0059] Zu diesem Zeitpunkt wurde die Impedanz in den folgenden Fällen gemessen, in denen eine Wechselspannung von 1 Vrms an jeden Keramiksinterkörper angelegt wurde, und in denen eine Gleichspannung von 100 V an jeden Keramiksinterkörper angelegt wurde, und weiterhin eine Wechselspannung von 1 Vrms an den Keramiksinterkörper angelegt wurde. Wie in **Fig. 2A** gezeigt, unterscheidet sich die Impedanz des Keramiksinterkörpers aus Vergleichsbeispiel 1 bei niedrigen Frequenzen zwischen dem Fall, in dem nur Wechselspannung angelegt wurde (AC allein) und dem Fall, in dem Wechselspannung und Gleichspannung angelegt wurden (AC + DC). Insbesondere in einem Frequenzbereich von 1.E-03 bis 1.E-01 (Hz) war die Impedanz in dem Fall, in dem Wechselspannung und Gleichspannung angelegt wurden (AC + DC), niedriger als in dem Fall, in dem nur Wechselspannung angelegt wurde (AC allein). Dies wird als Einfluss des vorstehend beschriebenen Verhaltens A angesehen, und da das Verhalten A auftritt, wenn Wechselspannung und Gleichspannung angelegt werden, bewegen sich die Sauerstoffionen, was zu einer Verringerung der Impedanz führt.

[0060] Im Gegensatz dazu gibt es, wie in **Fig. 2B** gezeigt, bei dem Keramiksinterkörper aus Beispiel 1 fast keinen Unterschied in der Impedanz zwischen dem Fall, in dem nur Wechselspannung angelegt wurde (AC allein) und dem Fall, in dem Wechselspannung und Gleichspannung angelegt wurden (AC + DC). Man geht davon aus, dass dies darauf zurückzuführen ist, dass durch die Zugabe von Siliziumdioxid die Sauerstoffionen eingeschlossen werden und somit das Verhalten A nicht auftritt. Außerdem hat sich durch die Zugabe von Siliziumdioxid die Impedanz im Vergleich zu der des Keramiksinterkörpers aus Vergleichsbeispiel 1 insgesamt erhöht. Zum Beispiel war die Impedanz des Keramiksinterkörpers von Vergleichsbeispiel 1 bei 1.E-03 (Hz) kleiner als 1.E + 10 (Ω), unabhängig davon, ob eine Gleichspannung (DC) angelegt wurde. Andererseits war die Impedanz des Keramiksinterkörpers von Beispiel 1 bei derselben Frequenz größer als 1.E + 10 (Ω), unabhängig davon, ob eine Gleichspannung (DC) angelegt war. Dementsprechend ist zu erkennen, dass in dem Keramiksinterkörper von Beispiel 1 die Sauerstoffionen-Leitfähigkeit abnahm und somit die Trennung der Kupferplatten unterdrückt wurde.

[0061] Außerdem wurde eine Messung der Si (Silizium)-Element-Verteilung auf der Grundlage eines Querschnitts in der Nähe der Bondingrenzfläche zwischen einer Kupferplatte und jedem der Keramiksinterkörper aus Beispiel 1 und Vergleichsbeispiel 1 durchgeführt. Die Ergebnisse sind in **Fig. 3A** und **Fig. 3B** dargestellt. **Fig. 3A** zeigt das Ergebnis des Keramiksinterkörpers von Vergleichsbeispiel 1 und **Fig. 3B** zeigt das Ergebnis des Keramiksinterkörpers von Beispiel 1. Die Messung der Elementverteilung wurde unter Verwendung eines Feldemissions-Elektronensonden-Mikroanalysators durchgeführt.

[0062] Wie in **Fig. 3A** gezeigt, wurde dem Keramiksinterkörper des Vergleichsbeispiels 1 kein Siliziumdioxid zugesetzt und somit wurde kein Si nachgewiesen. Andererseits wurde, wie in **Fig. 3B** gezeigt, dem Keramiksinterkörper von Beispiel 1 Siliziumdioxid zugesetzt, und somit wurde Si nachgewiesen. Insbesondere in den

durch weiße Pfeile gekennzeichneten Flächen wurde eine große Menge an Si nachgewiesen. Es wurde keine besondere Tendenz in der Si-Verteilung beobachtet.

[0063] Ebenso wurde eine Messung der Verteilung des Elements Mg (Magnesium) an denselben Stellen wie in **Fig. 3A** und **Fig. 3B** gezeigt durchgeführt. Die Ergebnisse sind in **Fig. 4A** und **Fig. 4B** dargestellt. **Fig. 4A** zeigt das Ergebnis des Keramikinterkörpers von Vergleichsbeispiel 1 und **Fig. 4B** zeigt das Ergebnis des Keramikinterkörpers von Beispiel 1. Wie in **Fig. 4A** gezeigt, wurde bei dem Keramikinterkörper von Vergleichsbeispiel 1 keine besondere Tendenz in der Mg-Verteilung beobachtet. Andererseits ist, wie in **Fig. 4B** gezeigt, in dem Keramikinterkörper von Beispiel 1 eine große Menge an Mg in der Nähe der Oberflächenschicht des Keramikinterkörpers verteilt, oder mit anderen Worten, in der Nähe der Bondingrenzfläche zwischen dem Keramikinterkörper und der Kupferplatte (siehe weiße Pfeile). Darüber hinaus wird eine Region, in der eine geringe Menge Mg verteilt ist, an einer Stelle beobachtet, die an die Bondingrenzfläche angrenzt (an einer tieferen Stelle als diese). Diese Region entspricht einer ersten Region, die später beschrieben wird. Die Positionen der weißen Pfeile in den **Fig. 3B** und **Fig. 4B** sind im Wesentlichen identisch, außer in der Nähe der Bondingrenzfläche. Dies deutet darauf hin, dass sich in dem Keramikinterkörper eine Glaskomponente gebildet hat, die Siliziumdioxid und Magnesiumoxid enthält.

[0064] Die folgende Analyse wurde durchgeführt, um die in **Fig. 4B** gezeigte Magnesiumverteilung genauer zu überprüfen. **Fig. 5A** ist ein Bild mit rückgestreuten Elektronen, das an der gleichen Stelle wie in **Fig. 3B** und **Fig. 4B** aufgenommen wurde. Zunächst wurde, wie in **Fig. 5A** gezeigt, eine $20\ \mu\text{m} \times 20\ \mu\text{m}$ große Fläche (quadratischer Rahmen) festgelegt, der die Kupferplatte und den Keramikinterkörper enthält. Diese Fläche wurde in 256×256 Teilflächen unterteilt. Jede Teilfläche hat eine Seitenlänge von $0,078\ \mu\text{m}$, die sich durch Division von $20\ \mu\text{m}$ durch 256 ergibt. Anschließend wurde die Magnesiumkonzentration für jede Teilfläche berechnet. Dann wurden die Werte der Magnesiumkonzentration (Masse-%) von 256 Teilflächen in der horizontalen Richtung (X-Richtung) des Diagramms gemittelt. Der erhaltene Wert wird als „durchschnittliche Elementkonzentration in X-Richtung“ bezeichnet.

[0065] **Fig. 5B** ist ein Diagramm, bei dem die horizontale Achse die Längsrichtung (Y-Richtung) von **Fig. 5A** darstellt, oder mit anderen Worten, die Tiefenrichtung des Keramikinterkörpers. Der Durchschnittswert der Magnesiumkonzentration in jeder Tiefe wurde auf der vertikalen Achse aufgetragen. Der hier verwendete Durchschnittswert der Magnesiumkonzentration ist die durchschnittliche Elementkonzentration in X-Richtung. Der Durchschnittswert der Kupferkonzentration und der Durchschnittswert der Aluminiumkonzentration wurden ebenfalls aufgezeichnet. Insbesondere wurden die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Kupfer und die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Aluminium auf die gleiche Weise wie die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Magnesium aufgetragen. Die obere linke Ecke des in **Fig. 5A** dargestellten quadratischen Rahmens, der sich innerhalb der Kupferplatte befindet, wird als Ursprung der horizontalen Achse in der Grafik festgelegt.

[0066] Hier wird in dem Keramikinterkörper eine Position in der horizontalen Achse, die $1/2$ des Maximalwerts der Kupfermassenkonzentration (hier $3,6\ \mu\text{m}$) entspricht, als „Medianwert“ festgelegt, und eine Fläche, die sich vom Medianwert bis zu im Wesentlichen $\pm 1,0\ \mu\text{m}$ erstreckt, wird als der vorstehend beschriebene Bondingschichtabschnitt definiert. Dann befindet sich ein Magnesiumkonzentrationspeak im Bondingschichtabschnitt. Es ist anzumerken, dass im Wesentlichen eine Fläche in Richtung der Y-Achse, in der die durchschnittliche Elementkonzentration in X-Richtung des Kupfers von einem konstanten Wert auf im Wesentlichen Null von der Kupferplatte in Richtung des Keramikinterkörpers abnimmt, als der Bondingschichtabschnitt angesehen wird. Diese Fläche entspricht im Wesentlichen einer Fläche in Y-Richtung, in der die durchschnittliche Elementkonzentration von Aluminium in X-Richtung von im Wesentlichen Null auf einen konstanten Wert ansteigt. Beispielsweise stimmen in **Fig. 5B** ein Wert auf der Y-Achse, bei dem die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Kupfer von einem konstanten Wert (etwa 90 Masse-%) signifikant abzunehmen beginnt, und ein Wert auf der Y-Achse, bei dem die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Aluminium von im Wesentlichen Null signifikant anzusteigen beginnt, im Wesentlichen überein. Darüber hinaus stimmen ein Wert auf der Y-Achse, bei dem die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Kupfer von einem konstanten Wert (etwa 90 Masse-%) auf im Wesentlichen Null abnimmt, und ein Wert auf der Y-Achse, bei dem die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Aluminium von im Wesentlichen Null auf einen im Wesentlichen konstanten Wert (etwa 40 Masse-%) ansteigt, ebenfalls im Wesentlichen überein. In **Fig. 5B** erstreckt sich die vorstehend beschriebene Fläche, die als der Bondingschichtabschnitt definiert ist, vom Medianwert bis zu im Wesentlichen $\pm 1,0\ \mu\text{m}$, aber die vorliegende Erfindung ist nicht auf diese Fläche beschränkt. Insbesondere ist, wie vorstehend beschrieben, die Fläche, die als der Bondingschichtabschnitt definiert ist, eine Fläche, in der die durchschnittliche Elementkonzentration in der X-Richtung von Kupfer abrupt variiert, und ein Magne-

siumkonzentrationspeak vorhanden ist. Dementsprechend kann die als Bondingschichtabschnitt definierte Fläche in Abhängigkeit vom Ausmaß der Oxidation auf der Kupferplattenoberfläche vor dem Bonding, der Bondingtemperatur, der Zusammensetzung des Keramiksinterkörpers und dergleichen variieren.

[0067] Andererseits enthält eine Region auf der Innenseite, die an den Bondingschichtabschnitt angrenzt (an einer tieferen Position als dieser), eine kleine Menge Magnesium und diese Schicht entspricht dem vorstehend beschriebenen Innenschichtabschnitt. In diesem Beispiel enthält der Innenschichtabschnitt eine erste Region, die an die Innenseite des Bindungsschichtabschnitts angrenzt, und eine zweite Region, die an die Innenseite der ersten Region angrenzt. Die zweite Region weist Magnesiumkonzentrationspeaks auf, die in Richtung der Tiefe auf ein Niveau ansteigen, das höher ist als das der ersten Region, und danach auf ein Niveau abfallen, das ungefähr dem der Konzentration der ersten Region entspricht. Außerdem sind die Höhen der Magnesiumkonzentrationspeaks der zweiten Region kleiner als die Höhe des Magnesiumkonzentrationspeaks des Bondingschichtabschnitts. In diesem Beispiel hatte die erste Region eine Dicke von etwa 3 μm und die zweite Region hatte eine Dicke von etwa 6 μm . In einer Region auf der Innenseite relativ zur zweiten Region war die Magnesiumkonzentration niedriger als die Konzentrationspeaks der zweiten Region.

[0068] Wenn, wie vorstehend beschrieben, die Magnesiumkonzentration (wenn ein Konzentrationspeak vorhanden ist) im Bindungsschichtabschnitt hoch ist, kommt es im Bondingschichtabschnitt zu einer Cu-O-Al-Mg-Bindung, und es ist unwahrscheinlich, dass Sauerstoff reduziert wird. Aus diesem Grund wird das Verhalten A, das beim Anlegen einer Gleichspannung auftritt, unterdrückt. Infolgedessen kann die durch das Anlegen einer Gleichspannung verursachte Trennung der Kupferplatte unterdrückt werden.

[0069] Weiterhin ist in der ersten Region auf der Innenseite, die an den Bondingschichtabschnitt angrenzt, die Menge an Magnesium gering (die Konzentrationspeaks sind kleiner als die des Bondingschichtabschnitts). Dementsprechend ist in dieser Region auch die Menge der Glaskomponente geringer als im Bondingschichtabschnitt, wodurch die mechanische Festigkeit des Keramiksinterkörpers zunimmt. Risse im Keramiksinterkörper wachsen von der Oberfläche ins Innere des Keramiksinterkörpers und somit ist es bei der ersten Region möglich, eine Trennung der Kupferplatte durch eine Wärmespannung zu verhindern.

[0070] Wie in **Fig. 3B** und **Fig. 4B** gezeigt, wird innerhalb des Keramiksinterkörpers eine Glaskomponente gebildet, die Siliziumdioxid und Magnesiumoxid enthält. Dementsprechend wird davon ausgegangen, dass die durchschnittliche Elementkonzentration in X-Richtung von Si auch in der zweiten Region des Innenschichtabschnitts zugenommen hat. Aus diesem Grund verhindert die zweite Region, die wie vorstehend beschrieben konfiguriert ist, beim Anlegen einer Gleichspannung an den Keramiksinterkörper 3, in dem die erste Kupferplatte 4, die mit der negativen Elektrode verbunden wurde, und die zweite Kupferplatte 4', die mit der positiven Elektrode verbunden wurde, dass Sauerstoffionen von der zweiten Kupferplatte 4 über den Keramiksinterkörper 3 zur zweiten Kupferplatte 4' wandern.

[0071] Aus dem Voranstehenden ergibt sich, dass der Keramiksinterkörper von Beispiel 1 eine höhere Zuverlässigkeit aufweist als der von Vergleichsbeispiel 1. Insbesondere ist es unwahrscheinlich, dass die Kupferplatten getrennt werden, selbst wenn Gleichspannung angelegt wird oder eine Wärmespannung auftritt.

[0072] Es wird angenommen, dass der Grund für die vorstehend beschriebene Entmischung des Magnesiums in Beispiel 1 darin liegt, dass das Magnesium aufgrund der geschmolzenen Glaskomponente leicht diffundiert, wenn die Kupferplatte und der Keramiksinterkörper miteinander verbunden werden. In **Fig. 5B**, die den Keramiksinterkörper von Beispiel 1 zeigt, weist die zweite Region Magnesiumkonzentrationspeaks auf, die kleiner als die des Bondingschichtabschnitts und größer als die der ersten Region sind. In einer anderen Ausführungsform, in der die Oxidationsmenge auf der Kupferplattenoberfläche vor dem Bonding, die Bondingtemperatur und die Zusammensetzung des Keramiksinterkörpers geändert wurden, wurde jedoch ein Magnesiumkonzentrationspeak wie vorstehend beschrieben (insbesondere ein Magnesiumkonzentrationspeak, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts und größer als der der ersten Region ist) in der zweiten Region nicht beobachtet, aber derselbe Effekt wie in Beispiel 1 wurde erzielt, insbesondere war es unwahrscheinlich, dass die Kupferplatten getrennt wurden, selbst wenn eine Gleichspannung angelegt wurde oder eine Wärmespannung auftrat.

[0073] Die in **Fig. 5B** gezeigte Konzentrationsvariation im Innenschichtabschnitt ist lediglich ein Beispiel, und daher ist in dem Fall, in dem der Innenschichtabschnitt eine erste Region und eine zweite Region wie vorstehend beschrieben enthält, die Dicke jeder Region nicht auf die vorstehend beschriebene Dicke beschränkt. Es hat sich jedoch bestätigt, dass die erste Region und die zweite Region in einer Region vorhanden waren,

die sich von der Oberfläche des Keramikinterkörpers bis auf im Wesentlichen 15 µm oder weniger erstreckt. Auch wurde ein Innenschichtabschnitt bestätigt, der im Wesentlichen die gleiche Konzentration wie die erste Region aufwies, ohne Konzentrationspeaks aufzuweisen, wie sie in der zweiten Region beobachtet wurden.

2. Beziehung zwischen Siliziumdioxidgehalt und Impedanz

[0074] Anschließend wurde die Beziehung zwischen der Impedanz und dem Siliziumdioxidgehalt untersucht, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt geändert wurde.

[0075] Keramikinterkörper wurden durch Änderung des Zirkoniumdioxidgehalts (Gew.-%) und des Siliziumdioxidgehalts (Gew.-%) gemäß den nachstehenden Tabellen 2 und 3 hergestellt, und die Impedanz (Ω) wurde gemessen. Die in den Tabellen angegebenen Impedanzwerte sind Werte, die bei einer Frequenz von 0,001 Hz (1.E-03 Hz) ermittelt wurden. Die Keramikinterkörper wurden im Wesentlichen unter Verwendung desselben Verfahrens wie in Beispiel 1 hergestellt, mit der Ausnahme, dass der Zirkoniumdioxidgehalt und der Siliziumdioxidgehalt geändert wurden. Außerdem wurde die Beziehung der einzelnen Keramikinterkörper in einem Diagramm aufgetragen, das in **Fig. 6** dargestellt ist. Das heißt, **Fig. 6** zeigt die Beziehung zwischen der Impedanz und dem Siliziumdioxidgehalt, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt auf 10 Gew.-%, 15 Gew.-% und 22 Gew.-% geändert wurde. Die auf der horizontalen Achse angegebene Menge an zugesetztem SiO_2 (Gew.-%) entspricht dem Siliziumdioxidgehalt (Gew.-%).

[Tabelle 2]

Zugesetzte Menge an ZrO_2	10%	10%	10%	15%	15%	15%	15%
Zugesetzte Menge an SiO_2	0,38%	0,89%	1,39%	0,89%	1,39%	1,71%	1,89%
Impedanz	1,63E + 09	6,09E + 10	2,51E + 10	5,23E + 10	7,2E + 10	2,83E + 10	3,35E + 09

[Tabelle 3]

ZrO_2	22%	22%	22%	22%
SiO_2	0,43%	1,39%	1,89%	2,39%
Impedanz	3,64E + 08	3,04E + 09	5,95E + 09	3,80E + 09

[0076] Aus den vorstehenden Ergebnissen geht hervor, dass die Impedanz zunimmt, wenn der Siliziumdioxidgehalt auf 0,7 Masse-% oder mehr und 1,5 Masse-% oder weniger eingestellt wird, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 15 Masse-% oder weniger beträgt. Andererseits ist auch zu erkennen, dass sich die Impedanz erhöht, wenn der Siliziumdioxidgehalt auf 1,5 Masse-% oder mehr und 2,0 Masse-% oder weniger eingestellt wird, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt mehr als 15 Masse-% und 25 Masse-% oder weniger beträgt. Die Tatsache, dass die Impedanz beim Anlegen einer Wechselspannung zunimmt, bedeutet, dass die Sauerstoffionen-Leitfähigkeit abnimmt. Dementsprechend ist es auch möglich, die Sauerstoffionen-Leitfähigkeit zu unterdrücken, wenn eine Gleichspannung angelegt wird.

Bezugszeichenliste

[0077] Liste der Bezugszeichen

- 2 Substrat für eine Halbleitervorrichtung
- 3 Keramikinterkörper
- 4, 4' Kupferplatte

ZITATE ENTHALTEN IN DER BESCHREIBUNG

Zitierte Patentliteratur

- JP 4717960 [0003]

Patentansprüche

1. Keramiksinterkörper, umfassend:
Aluminiumoxid;
Zirkoniumdioxid;
Yttriumoxid; und
eine Glaskomponente, die Siliziumdioxid und Magnesiumoxid enthält,
wobei der Keramiksinterkörper enthält:
einen Bondingschichtabschnitt, der auf einer Oberflächenseite des Keramiksinterkörpers einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist; und
einen Innenschichtabschnitt auf einer Innenseite, die an den Bondingschichtabschnitt angrenzt, wobei der Innenschichtabschnitt einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts ist.
2. Keramiksinterkörper nach Anspruch 1,
wobei der Innenschichtabschnitt mindestens eine erste Region, die an die Innenseite des Bondingschichtabschnitts angrenzt, und eine zweite Region, die an eine Innenseite der ersten Region angrenzt, aufweist, und
die zweite Region einen Magnesiumkonzentrationspeak aufweist, der kleiner als der des Bondingschichtabschnitts und größer als der der ersten Region ist.
3. Keramiksinterkörper nach Anspruch 1 oder 2, wobei der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 25 Masse-% oder weniger beträgt.
4. Keramiksinterkörper nach Anspruch 3, wobei, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt 10 Masse-% oder mehr und 15 Masse-% oder weniger beträgt, der Siliziumdioxidgehalt 0,7 Masse-% oder mehr und 1,5 Masse-% oder weniger beträgt.
5. Keramiksinterkörper nach Anspruch 3, wobei, wenn der Zirkoniumdioxidgehalt mehr als 15 Masse-% und 25 Masse-% oder weniger beträgt, der Siliziumdioxidgehalt 1,5 Masse-% oder mehr und 2,0 Masse-% oder weniger beträgt.
6. Keramiksinterkörper nach einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei der Magnesiumoxidgehalt 0,1 Masse-% oder mehr und 0,8 Masse-% oder weniger beträgt.
7. Substrat für eine Halbleitervorrichtung, auf der eine elektronische Komponente angebracht werden kann, umfassend:
den Keramiksinterkörper nach einem der Ansprüche 1 bis 6; und
eine Kupferplatte, die an den Keramiksinterkörper gebondet ist.

Es folgen 5 Seiten Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

Fig. 1

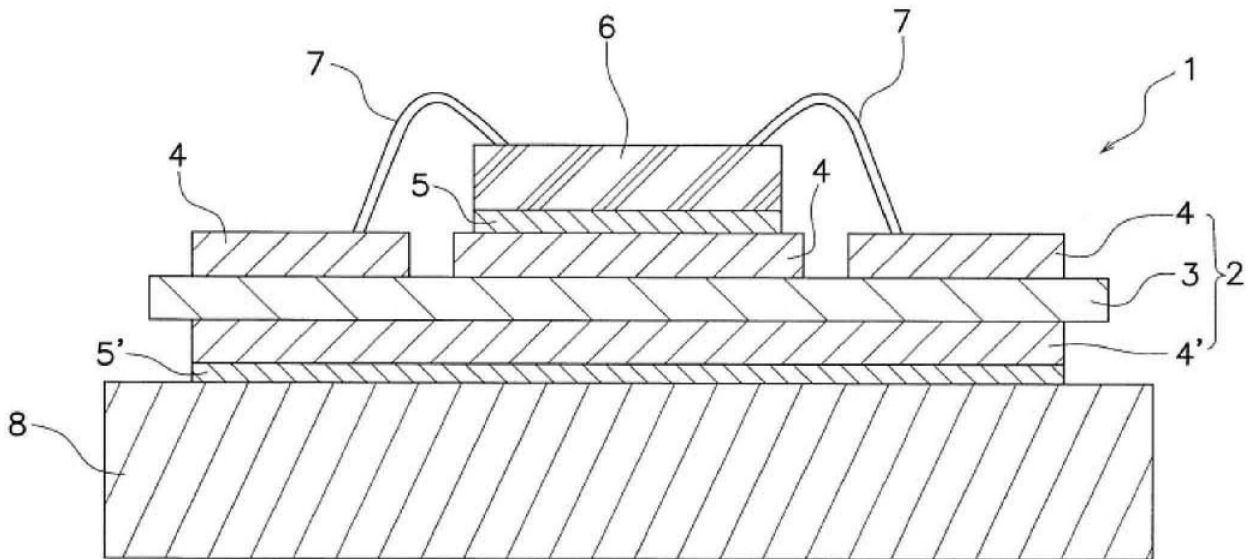


Fig. 2A

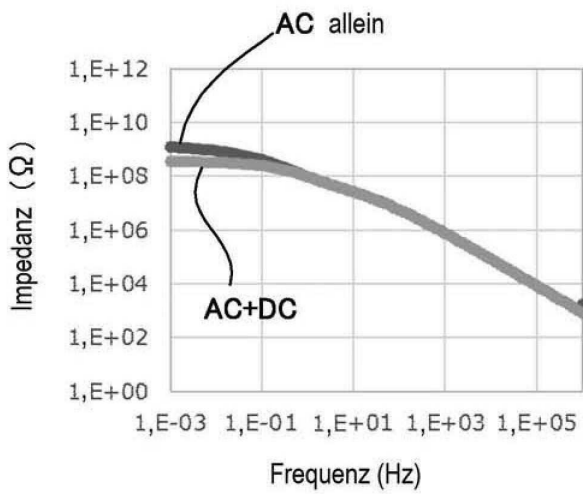


Fig. 2B

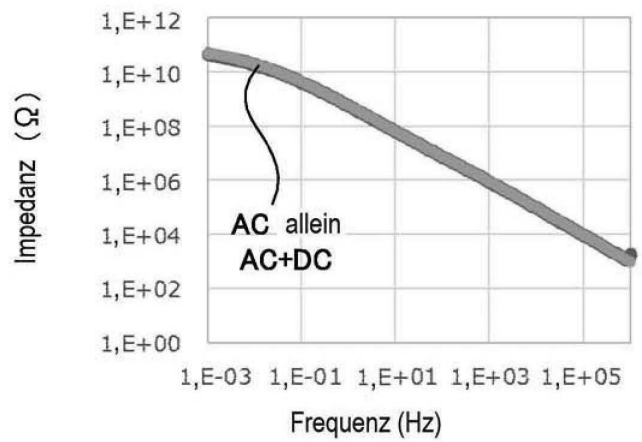


Fig. 3A

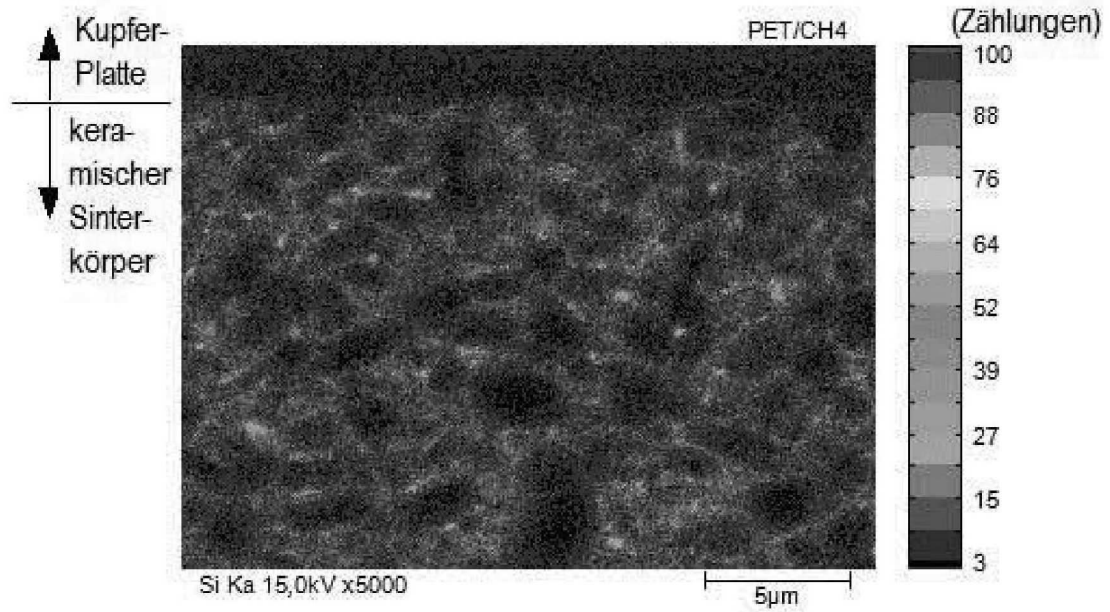


Fig. 3B

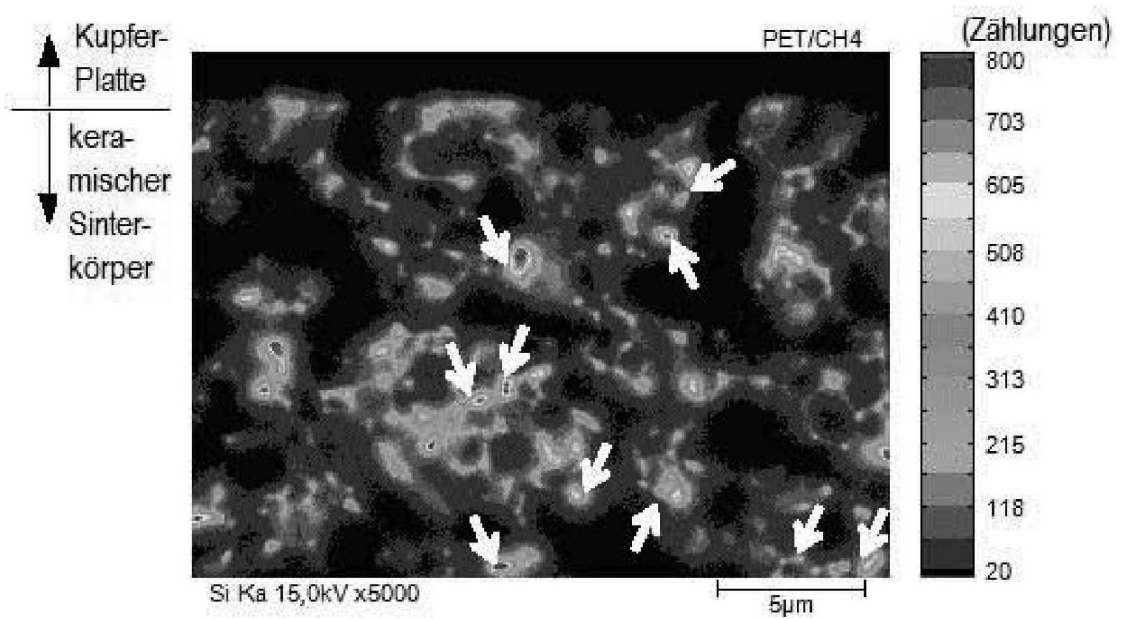


Fig. 4A

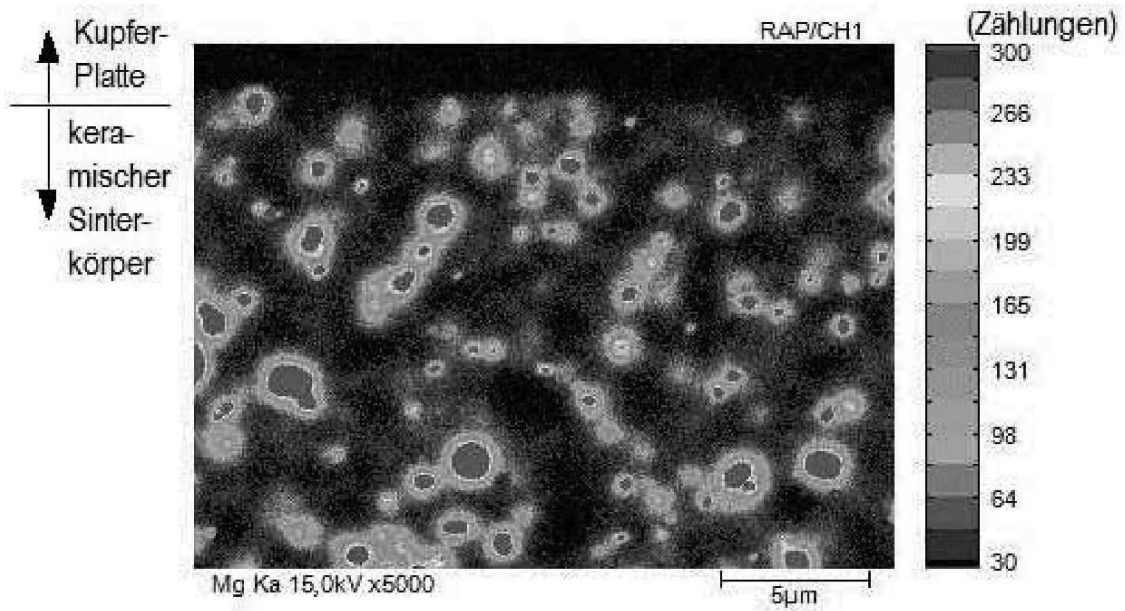


Fig. 4B

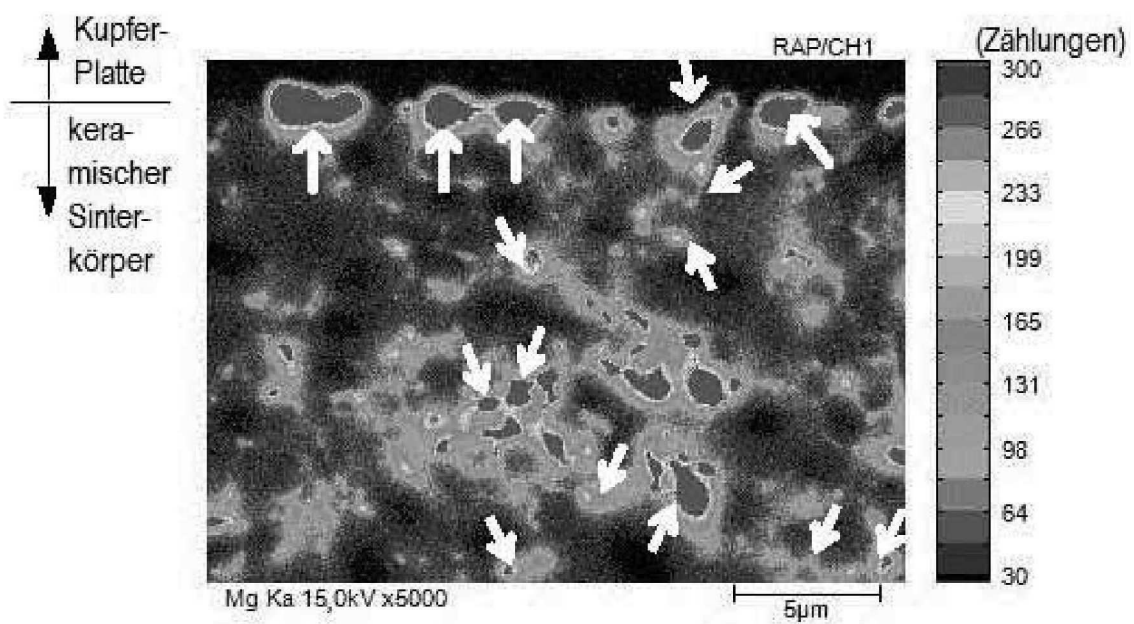


Fig. 5A

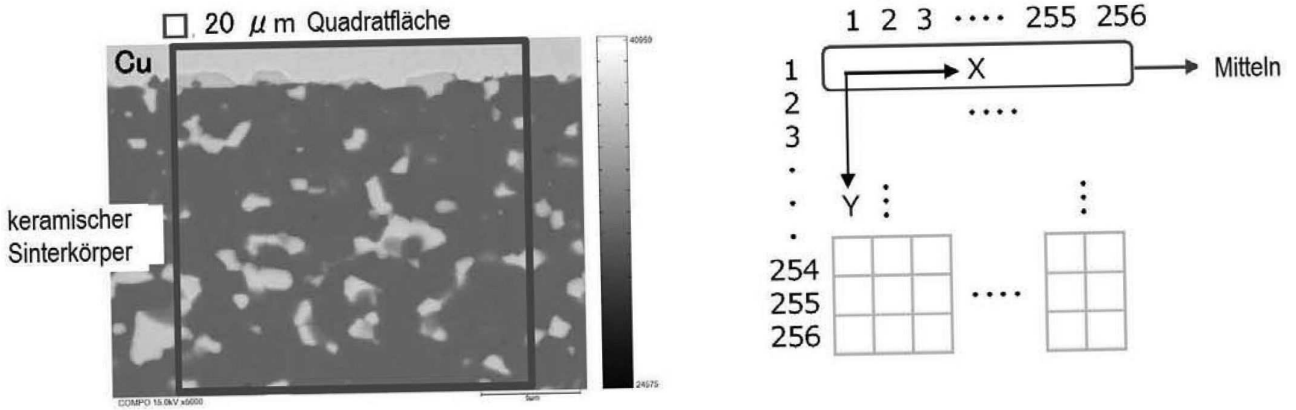


Fig. 5B

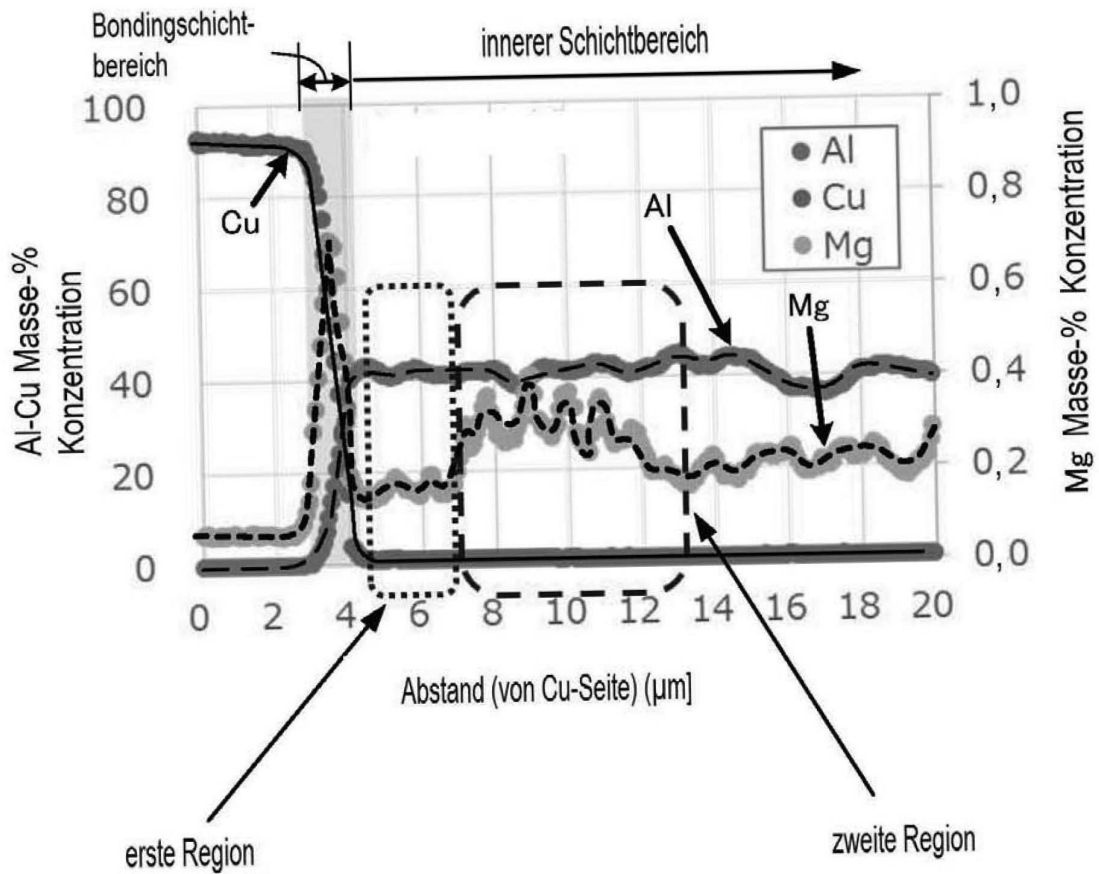


Fig. 6

