



(10) **DE 11 2009 000 012 T5** 2012.01.05

(12)

Veröffentlichung

der internationalen Anmeldung mit der
(87) Veröffentlichungs-Nr.: **WO 2009/113475**
in deutscher Übersetzung (Art. III § 8 Abs. 2 IntPatÜG)
(21) Deutsches Aktenzeichen: **11 2009 000 012.6**
(86) PCT-Aktenzeichen: **PCT/JP2009/054389**
(86) PCT-Anmeldetag: **09.03.2009**
(87) PCT-Veröffentlichungstag: **17.09.2009**
(43) Veröffentlichungstag der PCT Anmeldung
in deutscher Übersetzung: **05.01.2012**

(51) Int Cl.: **C04B 35/20** (2006.01)
C04B 35/46 (2006.01)
H01B 3/02 (2006.01)
H05K 3/46 (2006.01)

(30) Unionspriorität:
2008-063619 **13.03.2008** **JP**

(74) Vertreter:
**Rechts- und Patentanwälte Lorenz Seidler
Gossel, 80538, München, DE**

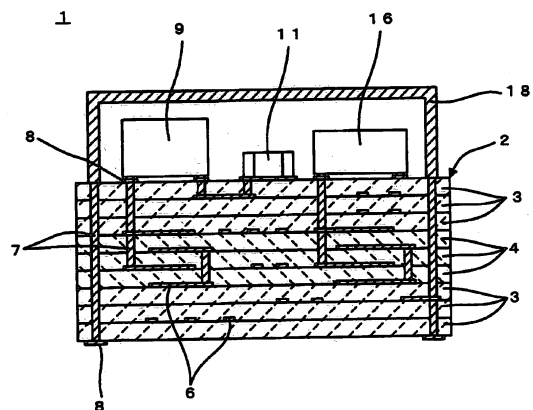
(71) Anmelder:
Murata Manufacturing Co., Ltd., Kyoto, JP

(72) Erfinder:
Adachi, Hiroshige, Nagaokakyo, Kyoto, JP

(54) Bezeichnung: **Glaskeramikzusammensetzung, Glaskeramik-Sinterkörper und keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil**

(57) Zusammenfassung: Es wird eine Glaskeramikzusammensetzung vorgesehen, die bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt werden kann, und ein aus der Glaskeramikzusammensetzung gebildeter Sinterkörper weist eine niedrige relative Dielektrizitätskonstante, einen kleinen Temperaturkoeffizienten der Resonanzfrequenz, eine kleine Änderung der Kapazität vor und nach einem Belastungstest, einen hohen Qf-Wert, eine hohe elektrische Isolierzulverlässigkeit und eine hohe Biegefestigkeit auf.

Es wird eine Glaskeramikzusammensetzung vorgesehen, die Glaskeramiksichten (3) bildet, die in einem mehrschichtigen Keramiksubstrat (2) aneinander laminiert sind. Die Glaskeramikzusammensetzung umfasst ein erstes Keramikpulver, das Forsterit als Hauptbestandteil enthält; ein zweites Keramikpulver, das SrTiO₃ und/oder TiO₂ als Hauptbestandteil enthält; ein drittes Keramikpulver, das BaZrO₃ als Hauptbestandteil enthält; ein viertes Keramikpulver, das SrZrO₃ als Hauptbestandteil enthält; und ein Borsilikatglas, das Li₂O, MgO, B₂O₃, SiO₂ und ZnO enthält und das auch mindestens einen Zusatzbestandteil gewählt aus der Gruppe bestehend aus CaO, BaO und SrO enthält.



Beschreibung

Technisches Gebiet

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft eine Glaskeramikzusammensetzung, die einen Glasbestandteil enthält, damit sie bei einer niedrigen Temperatur gebrannt werden kann, einen Glaskeramik-Sinterkörper, der durch Brennen der Glaskeramikzusammensetzung erhalten wird, und ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil, das durch Verwenden dieses Glaskeramik-Sinterkörpers gebildet wird.

Stand der Technik

[0002] Als wirksame Maßnahme zum Verringern der Größe eines elektronischen Geräts wird dem elektronischen Gerät ein multifunktionelles elektronisches Bauteil verwendet. Als multifunktionelles elektronisches Bauteil sei zum Beispiel ein keramisches Mehrschicht-Modul erwähnt.

[0003] Das keramische Mehrschicht-Modul weist ein mehrschichtiges Keramiksubstrat auf. In dem mehrschichtigen Keramiksubstrat sind Drahtleiter eingebettet, um eine elektrische Verbindungsfunktion zu übernehmen und/oder mindestens ein passives Bauteil, beispielsweise einen Kondensator und/oder eine Spule, zu bilden, und ferner sind verschiedene elektronische Bauteile auf dem mehrschichtigen Keramiksubstrat aufgebracht.

[0004] Gemäß der vorstehend beschriebenen Struktur kann das keramische Mehrschicht-Modul, auch wenn es von kompakter Größe ist, so ausgelegt werden, dass es multifunktionell arbeitet, und durch die Verwendung dieses keramischen Mehrschicht-Moduls kann ein elektronisches Gerät in der Größe verkleinert werden.

[0005] Neben der vorstehend beschriebenen Forderung nach einer Verringerung der Größe wird von einem elektronischen Gerät zusätzlich zunehmend gefordert, dass es in einem höheren Frequenzband zufrieden stellend arbeitet. Unter der vorstehend beschriebenen Situation soll bei einem in einem Hochfrequenzband verwendeten keramischen Mehrschicht-Modul ein mehrschichtiges Keramiksubstrat desselben ausgezeichnete Hochfrequenzeigenschaften aufweisen. Insbesondere soll ein isolierender Keramik-Sinterkörper, der als isolierende Keramikschicht verwendet wird, die Teil einer mehrschichtigen Struktur des mehrschichtigen Keramiksubstrats bildet, ausgezeichnete Hochfrequenzeigenschaften aufweisen.

[0006] Als isolierende Keramikzusammensetzung zum Bilden eines isolierenden Keramik-Sinterkörpers, die den vorstehend beschriebenen Anspruch erfüllt, sei eine Zusammensetzung, die zum Beispiel in der ungeprüften japanischen Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 2000-344571 (Patentschrift 1) offenbart ist, erwähnt. In Patentschrift 1 ist eine aus drei Bestandteilen bestehende isolierende Keramikzusammensetzung, die Forsterit, Calciumtitanat und Spinell umfasst, offenbart. Gemäß Patentschrift 1 hat diese isolierende Keramikzusammensetzung in einem bevorzugteren Zusammensetzungsbereich einen Qf-Wert von 38.000 GHz oder mehr, was durch Frequenz (GHz)/dielektrischen Verlust ($\tan \delta$) wiedergegeben wird, und einen Temperaturkoeffizienten der Dielektrizitätskonstante von -80 bis $+40$ ppm/°C.

[0007] Wenn ein mehrschichtiges Keramiksubstrat des vorstehend beschriebenen keramischen Mehrschicht-Moduls hergestellt wird, wird ein Brennschritt ausgeführt. Ferner werden bei diesem Brennschritt Drahtleiter, die für das mehrschichtige Keramiksubstrat vorgesehen sind, ebenfalls gleichzeitig gebrannt.

[0008] Um das keramische Mehrschicht-Modul in einem Hochfrequenzband zu verwenden, ohne Probleme zu verursachen, müssen die für das mehrschichtige Keramiksubstrat vorgesehenen Drahtleiter zunächst einen niedrigen elektrischen Widerstand haben. Somit muss als leitender Bestandteil, der in den Drahtleitern enthalten ist, ein Metall, beispielsweise Kupfer oder Silber, mit einem niedrigen elektrischen Widerstand verwendet werden.

[0009] Das Metall, wie zum Beispiel Kupfer oder Silber, weist aber einen relativ niedrigen Schmelzpunkt auf. Zum Erhalten des mehrschichtigen Keramiksubstrats durch gleichzeitiges gemeinsames Brennen mit Drahtleitern, die das vorstehend beschriebene Metall enthalten, muss somit eine isolierende Keramikzusammensetzung, die isolierende Keramikschichten des mehrschichtigen Keramiksubstrats bildet, eine Zusammensetzung sein, die bei einer niedrigen Temperatur, beispielsweise 1.000°C oder weniger, gebrannt werden kann.

[0010] In Verbindung mit der vorstehenden Beschreibung wurde im Fall der in Patentschrift 1 beschriebenen isolierenden Keramikzusammensetzung eine Brenntemperatur von 1.140 bis 1.600°C offenbart, und somit

kann eine Bedingung, bei der Brennen bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger ausgeführt werden kann, nicht erfüllt werden.

[0011] Zum Erhalten eines mehrschichtigen Keramiksubstrats, das in einem höheren Frequenzband zufrieden stellend arbeiten kann und das eine höhere Drahtleiterdichte erreichen kann, muss ferner die Dielektrizitätskonstante der isolierenden Keramikschichten, die das mehrschichtige Keramiksubstrat bilden, verringert werden. Ein konkreter Wert der relativen Dielektrizitätskonstante des isolierenden Keramik-Sinterkörpers, der durch Brennen der in Patentschrift 1 beschriebenen isolierenden Keramikzusammensetzung erhalten wird, wurde übrigens nicht offenbart.

[0012] Dagegen wird in Patentschrift 2 eine isolierende Keramikzusammensetzung offenbart, die bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt werden kann, die eine niedrige relative Dielektrizitätskonstante aufweist, die bessere Hochfrequenzeigenschaften hat, d. h. die insbesondere die Temperatureigenschaften von Resonanzfrequenz so steuern kann, dass sie klein sind, und die einen höheren Q-Wert erhalten kann.

[0013] In Patentschrift 2 wird insbesondere eine Glaskeramikzusammensetzung vorgeschlagen, die umfasst: ein erstes Keramikpulver, das Forsterit als Hauptbestandteil enthält; ein zweites Keramikpulver, das mindestens eines ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus einem Keramikpulver, das Calciumtitanat als Hauptbestandteil enthält, einem Keramikpulver, das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthält, und einem Keramikpulver, das Titanoxid als Hauptbestandteil enthält, und ein Borsilikatglas umfasst. Bei der vorstehend beschriebenen Glaskeramikzusammensetzung enthält das Borsilikatglas 3 bis 15 Gewichtsprozent Lithium in Form von Li_2O , 30 bis 50 Gewichtsprozent Magnesium in Form von MgO , 15 bis 30 Gewichtsprozent Bor in Form von B_2O_3 , 10 bis 35 Gewichtsprozent Silizium in Form von SiO_2 , 6 bis 20 Gewichtsprozent Zink in Form von ZnO und 0 bis 15 Gewichtsprozent Aluminium in Form von Al_2O_3 .

[0014] In den letzten Jahren wurde die Dicke von Keramikschichten, die ein Grundelement eines keramischen Mehrschicht-Bauteils bilden, zunehmend verringert und die Anzahl an zu verarbeitenden Signalen, die Hochspannung aufweisen, wurde dagegen gesteigert. Demgemäß muss ein die Keramikschichten bildendes Material vermehrt eine höhere elektrische Isolierzuverlässigkeit aufweisen.

[0015] Einhergehend mit der Abnahme der Dicke des keramischen Mehrschicht Elektronikbauteils muss auch das keramische Mehrschicht-Elektronikbauteil selbst eine hohe Biegefestigkeit aufweisen.

Patentschrift 1: ungeprüfte japanische Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 2000-344571

Patentschrift 2: Internationale Veröffentlichung WO 2005/082806 Schrift

Offenlegung der Erfindung

Durch die Erfindung zu lösende Probleme

[0016] Demgemäß besteht eine Aufgabe der vorliegenden Erfindung darin, eine Glaskeramikzusammensetzung vorzusehen, die bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt werden kann, um einen Sinterkörper zu bilden, bei dem die relative Dielektrizitätskonstante niedrig ist, die Hochfrequenzeigenschaften ausgezeichnet sind, die elektrische Isolierzuverlässigkeit weiter verbessert werden kann und eine hohe Biegefestigkeit erhalten werden kann.

[0017] Eine andere Aufgabe der vorliegenden Erfindung besteht darin, einen Glaskeramik-Sinterkörper, der durch Brennen der vorstehend beschriebenen Glaskeramikzusammensetzung erhalten werden kann, und ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil, das durch Verwenden des vorstehenden Glaskeramik-Sinterkörpers gebildet wird, vorzusehen.

Mittel zum Lösen der Probleme

[0018] Um die vorstehend beschriebenen technischen Probleme zu lösen, umfasst eine Glaskeramikzusammensetzung der vorliegenden Erfindung den folgenden Aufbau.

[0019] D. h. die Glaskeramikzusammensetzung der vorliegenden Erfindung umfasst:

- (1) ein erster Keramikpulver, das Forsterit als Hauptbestandteil enthält;
- (2) ein zweites Keramikpulver, das ein Keramikpulver, das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthält, und/oder ein Keramikpulver, das Titanoxid als Hauptbestandteil enthält, umfasst;
- (3) ein drittes Keramikpulver, das BaZrO₃ als Hauptbestandteil enthält;
- (4) ein viertes Keramikpulver, as SrZrO₃ als Hauptbestandteil enthält; und
- (5) ein Borsilikatglas.

[0020] Das Borsilikatglaspulver enthält 3 bis 15 Gewichtsprozent Lithium in Form von Li₂O, 20 bis 50 Gewichtsprozent Magnesium in Form von MgO, 15 bis 30 Gewichtsprozent Bor in Form von B₂O₃, 10 bis 35 Gewichtsprozent Silizium in Form von SiO₂ und 6 bis 20 Gewichtsprozent Zink in Form von ZnO und enthält auch mindestens einen Zusatzbestandteil gewählt aus der Gruppe bestehend aus Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid.

[0021] Wenn der Anteil des in dem Borsilikatglaspulver enthaltenen Zusatzbestandteils durch das darin eingenommene Verhältnis wiedergegeben wird, beträgt der untere Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils insgesamt 5 Gewichtsprozent, wenn Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid in Form von CaO, BaO bzw. SrO berechnet werden, und als oberer Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils beträgt der Anteil an Calciumoxid 15 Gewichtsprozent in Form von CaO, der Anteil an Bariumoxid beträgt 25 Gewichtsprozent in Form von BaO und der Anteil an Strontiumoxid beträgt 25 Gewichtsprozent in Form von SrO.

[0022] Wenn bezüglich des Anteils des zweiten Keramikpulvers in der vorstehend beschriebenen Glaskeramikkonzusammensetzung das zweite Keramikpulver das Keramikpulver umfasst, das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil umfasst, liegt der Anteil desselben in dem Bereich von 3 bis 13 Gewichtsprozent in Form von SrTiO₃, und wenn das zweite Keramikpulver das Keramikpulver umfasst, das Titanoxid als Hauptbestandteil umfasst, liegt der Anteil desselben in dem Bereich von 0,3 bis 10 Gewichtsprozent in Form von TiO₂.

[0023] Zudem liegt bei der vorstehend beschriebenen Glaskeramikkonzusammensetzung der Anteil des dritten Keramikpulvers in dem Bereich von 2 bis 20 Gewichtsprozent, der Anteil des vierten Keramikpulvers liegt in dem Bereich von über 2 bis 20 Gewichtsprozent und der Anteil des Borsilikatglaspulvers liegt in dem Bereich von 3 bis 20 Gewichtsprozent.

[0024] Die vorliegende Erfindung ist auch auf einen Glaskeramik-Sinterkörper gerichtet, der durch einen Prozess erhalten wird, der folgende Schritte umfasst: Ausbilden der vorstehend beschriebenen Glaskeramikkonzusammensetzung der vorliegenden Erfindung zu einer vorbestimmten Form; und Ausführen von Brennen bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger.

[0025] Die vorliegende Erfindung ist auch auf ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil gerichtet, welches umfasst: mehrere aneinander laminierte Glaskeramiksichten; und Drahtleiter, die den Glaskeramiksichten zugeordnet vorgesehen sind. Bei diesem keramischen Mehrschicht Elektronikbauteil sind die Glaskeramiksichten jeweils aus dem vorstehend beschriebenen Glaskeramik-Sinterkörper der vorliegenden Erfindung gebildet und die Drahtleiter enthalten Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil.

Vorteile

[0026] Gemäß der Glaskeramikkonzusammensetzung der vorliegenden Erfindung kann zunächst Brennen bei einer Temperatur von 1.000° oder weniger ausgeführt werden, und ein durch dieses Brennen erhaltener Glaskeramik-Sinterkörper weist eine ausgezeichnete chemische Stabilität, eine relativ niedrige Dielektrizitätskonstante, einen hohen Qf-Wert und einen stabilen Temperaturkoeffizienten (τ_f) der Resonanzfrequenz auf.

[0027] Wenn somit ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil unter Verwenden des Glaskeramik-Sinterkörpers der vorliegenden Erfindung gebildet wird, kann Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil der in dem Elektronikbauteil enthaltenen Drahtleiter verwendet werden, und dadurch kann ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil, das vorzugsweise für Hochfrequenzanwendungen verwendet wird, ausgebildet werden.

[0028] Da ferner gemäß der erfindungsgemäßen Glaskeramikkonzusammensetzung das darin enthaltene Borsilikatglaspulver mindestens eines von Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid als Zusatzbestandteil enthält, kann die elektrische Isolierzuverlässigkeit eines durch Brennen der vorstehenden Glaskeramikkonzusammensetzung erhaltenen Glaskeramik-Sinterkörpers verbessert werden. Auch wenn der Mechanismus der Verbesserung der Isolierzuverlässigkeit nicht genau verstanden wird, stellt man ihn sich wie folgt vor.

[0029] Der erfindungsgemäße Glaskeramik-Sinterkörper umfasst hauptsächlich eine Mg_2SiO_4 -Kristallphase des ersten Keramikpulvers und eine Mg-Si-B-Zn-Li-basierte Glasphase des Borsilikatglaspulvers und weist auch eine feine Struktur auf, bei der eine $Li_2(Mg,Zn)SiO_4$ -basierte Kristallphase in der Mg-Si-B-Zn-Li-basierten Glasphase ausgefällt wird. Bei diesem Glaskeramik-Sinterkörper werden, wenn zum Beispiel TiO_2 als das zweite Keramikpulver enthalten ist, Kristallphasen von $MgTiO_3$ und $MgTi_2O_5$ weiter ausgefällt, und man denkt, dass eine AB_2O_5 -Kristallphase, beispielsweise $MgTi_2O_5$, eine Verschlechterung der Isolierzuverlässigkeit bewirkt. Wenn demgemäß Ca, Ba und/oder Sr vorab der Glasphase zugegeben wird, reagiert das vorstehende Element mit TiO_2 und bildet eine ABO_3 -Kristallphase, beispielsweise $CaTiO_3$, $BaTiO_3$ oder $SrTiO_3$, so dass ein Bilden der AB_2O_5 -Kristallphase unwahrscheinlich ist. Das heißt, da die ABO_3 -Kristallphase, beispielsweise $CaTiO_3$, $BaTiO_3$, oder $SrTiO_3$, gegenüber der AB_2O_5 -Kristallphase, beispielsweise $MgTi_2O_5$, bevorzugt ausgefällt wird, wird dadurch das Ausfällen der AB_2O_5 -Kristallphase, beispielsweise $MgTi_2O_5$, unterdrückt, so dass die Verschlechterung der Isolierzuverlässigkeit unterbunden wird.

[0030] Wenn demgemäß ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil unter Verwenden des erfindungsgemäßen Glaskeramik-Sinterkörpers gebildet wird, kann die Dicke der darin enthaltenen Glaskeramiksichten verringert werden.

[0031] Da ferner die erfindungsgemäße Glaskeramikzusammensetzung das vierte Keramikpulver umfasst, das $SrZrO_3$ als Hauptbestandteil enthält, kann der Kristallinitätsgrad eines Glaskeramik-Sinterkörpers, der durch Brennen der vorstehenden Glaskeramikzusammensetzung erhalten wird, verbessert werden, und somit kann die Biegefestigkeit des Glaskeramik-Sinterkörpers verbessert werden. Wenn demgemäß ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil unter Verwenden des erfindungsgemäßen Glaskeramik-Sinterkörpers gebildet wird, kann die Dicke des keramischen Mehrschicht-Kondensators vorteilhaft verringert werden.

[0032] Bei der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung kann der Anteil des Borsilikatglaspulvers auf 20 Gewichtsprozent oder weniger gesenkt werden. Da die Kosten eines Borsilikatglases relativ hoch sind, ist es im Hinblick auf Kosten vorteilhaft, wenn der Anteil des Borsilikatglaspulvers gesenkt werden kann. Wenn ferner der Anteil des Borsilikatglaspulvers gesenkt wird, kann eine Reaktion zwischen dem zweiten Keramikpulver als Zusatz und dem Glas problemlos gesteuert werden, und die Steuerung des Temperaturkoeffizienten (τ_f) der Resonanzfrequenz kann durch den Zusatz mühelos durchgeführt werden. Ferner können ein Platierungswiderstand des Glaskeramik-Sinterkörpers und die Rentabilität des keramischen Mehrschicht-Elektronikbauteils verbessert werden.

Kurzbeschreibung der Zeichnungen

[0033] [Fig. 1](#) ist eine Querschnittansicht, die ein keramisches Mehrschicht-Modul **1** als Beispiel für ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil zeigt, das durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung gebildet ist.

[0034] [Fig. 2](#) ist eine perspektivische Explosionsansicht, die das in [Fig. 1](#) gezeigte keramische Mehrschicht-Modul **1** zeigt.

[0035] [Fig. 3](#) ist eine Darstellung einer Dreistoffzusammensetzung, die ein Molzusammensetzungsverhältnis (x, y, z) von $a x(Ba_aCa_bSr_c)O-y\{(TiO_2)_{1-m}(ZrO_2)_m\}-zRe_2O_3$ zeigt, das ein Hauptbestandteil eines Materials mit hoher Dielektrizitätskonstante eines bevorzugten Beispiels der Ausbildung einer hochdielektrischen Keramikschicht **4** des in [Fig. 1](#) gezeigten keramischen Mehrschicht-Moduls **1** ist.

[0036] [Fig. 4](#) ist eine perspektivische Ansicht, die das Erscheinungsbild eines LC-Filters **21** als anderes Beispiel für ein keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil zeigt, das durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung gebildet wird.

[0037] [Fig. 5](#) ist ein äquivalentes Schaltbild des in [Fig. 4](#) gezeigten LC-Filters **21**.

[0038] [Fig. 6](#) ist eine perspektivische Explosionsansicht, die ein grünes Laminat **22** als Zwischenprodukt zeigt, das durch einen Brennschritt zu verarbeiten ist, der zum Herstellen des in [Fig. 4](#) gezeigten LC-Filters **21** ausgeführt wird.

Bezugszeichenliste

1	keramisches Mehrschicht-Modul
2	mehrschichtiges Keramiksubstrat
3	Glaskeramikschiicht
4	hochdielektrische Keramikschicht
6	innere leitende Folie
7, 43, 45, 46, 50, 52, 56, 57, 59	Durchkontaktierungsleiter
8	äußere leitender Folie
21	LC-Filter
23	Komponentenhauptkörper,
24 bis 27	Endelektrode
28 bis 40	keramische Grünfolie
41, 44, 58, 60	Spulenstruktur
42, 48, 49, 54, 55, 61	Leitungsstruktur
47, 51, 53	Kondensatorstruktur

Beste Art der Durchführung der Erfindung

[0039] Eine erfindungsgemäße Glaskeramikzusammensetzung umfasst ein erstes Keramikpulver, das Forsterit (Mg_2SiO_4) als Hauptbestandteil enthält, ein zweites Keramikpulver, das ein Keramikpulver, das Strontiumtitanat (SrTiO_3) als Hauptbestandteil enthält, und/oder ein Keramikpulver, das Titanoxid (TiO_2) als Hauptbestandteil enthält, umfasst, ein drittes Keramikpulver, das BaZrO_3 als Hauptbestandteil enthält, ein viertes Keramikpulver, das SrZrO_3 als Hauptbestandteil enthält, und ein Borsilikatglas, und insbesondere sind die Merkmale der vorliegenden Erfindung das vierte Keramikpulver, das SrZrO_3 als Hauptbestandteil enthält, und die Zusammensetzung des Borsilikatglases.

[0040] Das Borsilikatglas enthält 3 bis 15 Gewichtsprozent Lithium in Form von Li_2O , 20 bis 50 Gewichtsprozent Magnesium in Form von MgO , 15 bis 30 Gewichtsprozent Bor in Form von B_2O_3 , 10 bis 35 Gewichtsprozent Silizium in Form von SiO_2 und 6 bis 20 Gewichtsprozent Zink in Form von ZnO . Insbesondere weist dieses Borsilikatglas vorzugsweise eine Zusammensetzung auf, bei der eine $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase ausgefällt werden kann, da in einem Sinterkörper ein höherer Q-Wert und eine höhere Zuverlässigkeit (Feuchtebeständigkeit) verwirklicht werden können.

[0041] In dem Borsilikatglas enthaltenes Lithium ist ein Elementarbestandteil von $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ und dient zum Senken einer Sintertemperatur der Glaskeramikzusammensetzung. Bei dem Borsilikatglas sind die Gründe, dass der Anteil an Lithium in Form von Li_2O in dem Bereich von 3 bis 15 Gewichtsprozent beschränkt ist, die, dass bei einem Anteil von unter 3 Gewichtsprozent eine Verdichtung bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger nicht durchgeführt werden kann, die $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase in dem Sinterkörper nicht ausgefällt wird und der Qf-Wert desselben sinkt und dass andererseits, wenn der Anteil bei über 15 Gewichtsprozent liegt, in dem Sinterkörper die $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase nicht ausgefällt wird, der Qf-Wert niedrig ist und die chemische Stabilität sowie die Isolierzufverlässigkeit beide verschlechtert werden.

[0042] Als Nächstes ist das in dem Borsilikatglas enthaltene Magnesium ein Elementarbestandteil der $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase und dient zum Senken eines Schmelzpunkts bei der Glasausbildung. Bei dem Borsilikatglas sind die Gründe, dass der Anteil an Magnesium in Form von MgO in dem Bereich von 20 bis 50 Gewichtsprozent beschränkt ist, die, dass bei einem Anteil von unter 20 Gewichtsprozent die $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase in dem Sinterkörper nicht ausgefällt wird und der Qf-Wert desselben sinkt und dass andererseits, wenn der Anteil bei über 50 Gewichtsprozent liegt, es zu einer Entglasung des Glases kommt.

[0043] Die vorstehend beschriebene „Entglasung“ zeigt übrigens an, dass das Glas teilweise kristallisiert ist. Da im Fall einer spezifischen Glaszusammensetzung eine Kristallisierung an einem Punkt, bei dem das Schmelzen eines Rohmaterialpulvers zu dem Abschreckhärten desselben wechselt, wahrscheinlich auftritt, kommt es zu der „Entglasung“; abhängig von den Abkühlbedingungen und dergleichen ist aber die auszufällende Menge an Kristall nicht stabilisiert. Somit können die Sintereigenschaften der Glaskeramikzusammensetzung und die dielektrischen Eigenschaften des Glaskeramik-Sinterkörpers in manchen Fällen dadurch beeinflusst werden. Ferner kann eine Glaskeramik in manchen Fällen durch Verwenden einer Abnahme der Viskosität eines Glases, die kurz vor der Kristallisierung auftritt, gesintert werden. Wenn das Glas teilweise kristallisiert wird und seine Menge nicht stabil ist, meint man auch in diesem Fall, dass die Sintereigenschaften

der Glaskeramikzusammensetzung und die dielektrischen Eigenschaften des Glaskeramik-Sinterkörpers beeinflusst werden, und wenn die Kristallisierung signifikant auftritt, kann die Glaskeramikzusammensetzung in manchen Fällen nicht gesintert werden.

[0044] Bei dem Borsilikatglas sind die Gründe, dass der Anteil an Bor in Form von B_2O_3 in dem Bereich von 15 bis 30 Gewichtsprozent beschränkt ist, die, dass bei einem Anteil von unter 15 Gewichtsprozent das Auftreten von Verglasung schwierig ist und dass andererseits, wenn der Anteil bei über 30 Gewichtsprozent liegt, in dem Sinterkörper die Feuchtebeständigkeit schlechter wird, der Kristallinitätsgrad ebenfalls abnimmt, der Qf-Wert sinkt und die chemische Stabilität sowie die Isolierzuverlässigkeit beide schlechter werden.

[0045] Dass „das Auftreten der vorstehenden Verglasung schwierig ist“, zeigt übrigens, dass ein amorpher Zustand (Glaszustand) nicht erhalten werden kann, da der Anteil eines netzwerkbildenden Oxids (beispielsweise SiO_2 oder B_2O_3) klein ist. Wenn der Anteil eines netzwerkbildenden Oxids klein ist, wird nur ein reiner kalzinierter Körper gebildet.

[0046] In dem Borsilikatglas enthaltenes Silizium ist ein Elementarbestandteil der $Li_2(Mg,Zn)SiO_4$ -Kristallphase. Bei dem Borsilikatglas sind die Gründe, dass der Anteil an Silizium in Form von SiO_2 in dem Bereich von 10 bis 35 Gewichtsprozent beschränkt ist, die, dass bei einem Anteil von unter 10 Gewichtsprozent in dem Sinterkörper die chemische Stabilität des Sinterkörpers niedrig ist und das Glas in manchen Fällen entglast werden kann und dass andererseits bei einem Anteil von über 35 Gewichtsprozent Sintern bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger schwierig durchzuführen ist.

[0047] In dem Borsilikatglas enthaltenes Zink ist ein Elementarbestandteil der $Li_2(Mg,Zn)SiO_4$ -Kristallphase und dient zum Anheben des Qf-Werts des Sinterkörpers. Bei dem Borsilikatglas sind die Gründe, dass der Anteil an Zink in Form von ZnO in dem Bereich von 6 bis 20 Gewichtsprozent beschränkt ist, die, dass bei einem Anteil von unter 6 Gewichtsprozent in manchen Fällen eine Abnahme des Qf-Werts, eine Verschlechterung der chemischen Stabilität und eine Verschlechterung der Isolierzuverlässigkeit auftreten kann, da Zink in dem Sinterkörper kein $Li_2(Mg,Zn)SiO_4$ bildet, und dass andererseits, wenn der Anteil bei über 20 Gewichtsprozent liegt, der Qf-Wert sinkt und die chemische Stabilität sowie die Isolierzuverlässigkeit beide verschlechtert werden.

[0048] Zum Verbessern der elektrischen Isolierzuverlässigkeit wird mindestens ein Zusatzbestandteil gewählt aus der Gruppe bestehend aus Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid dem in der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung enthaltenen Borsilikatglas zugegeben.

[0049] Wenn der Anteil des Zusatzbestandteils durch das in dem Borsilikatglaspulver eingenommene Verhältnis wiedergegeben wird, beträgt der untere Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils insgesamt 5 Gewichtsprozent, wenn Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid in Form von CaO , BaO bzw. SrO berechnet werden. Als oberer Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils beträgt ferner der Anteil an Calciumoxid 15 Gewichtsprozent in Form von CaO , der Anteil an Bariumoxid beträgt 25 Gewichtsprozent in Form von BaO und der Anteil an Strontiumoxid beträgt 25 Gewichtsprozent in Form von SrO .

[0050] Wie vorstehend beschrieben ist der Grund, dass der Anteil der Zusatzbestandteile auf 5 Gewichtsprozent oder mehr gesetzt wird, der, dass bei einem darunter liegenden Anteil eine Wirkung des Verbesserns der Isolierzuverlässigkeit im Wesentlichen nicht erhalten werden kann. Ferner ist der Grund, dass der Anteil an Calciumoxid als Zusatzbestandteil in Form von CaO auf 15 Gewichtsprozent oder weniger gesetzt wird, der, dass bei einem darüber liegenden Anteil der Qf-Wert abnimmt. Ferner ist der Grund, dass der Anteil an Bariumoxid als Zusatzbestandteil in Form von BaO auf 25 Gewichtsprozent oder weniger gesetzt wird, der, dass bei einem darüber liegenden Anteil Sintern schwierig durchzuführen ist. Ferner ist der Grund, dass der Anteil an Strontiumoxid als Zusatzbestandteil in Form von SrO auf 25 Gewichtsprozent oder weniger gesetzt wird, der, dass bei einem darüber liegenden Anteil der Qf-Wert abnimmt.

[0051] Wenn ferner Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid zusammen als Zusatzbestandteil zugegeben werden, kann eine signifikantere Wirkung des Verbesserns der Isolierzuverlässigkeit erhalten werden.

[0052] In der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung sind 3 bis 20 Gewichtsprozent des vorstehend beschriebenen Borsilikatglaspulvers enthalten.

[0053] Der Grund, dass das Borsilikatglaspulver in einer Menge von 3 Gewichtsprozent oder mehr enthalten ist, ist, dass bei einem Anteil von unter 3 Gewichtsprozent in manchen Fällen eine Verdichtung bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger nicht ausgeführt werden kann. Die Gründe dafür, dass der Anteil des Bor-

silikatglaspulvers auf 20 Gewichtsprozent oder weniger gesetzt wird, sind dagegen, dass bei einem Anteil von über 20 Gewichtsprozent die Kosten nachteilig erhöht werden, da die Menge eines teuren Glases erhöht wird, und da zudem das Verhältnis der vorstehend beschriebenen Glasphase verhältnismäßig abzunehmen pflegt, kann der Qf-Wert des erhaltenen Sinterkörpers in manchen Fällen sinken.

[0054] Solange mit anderen Worten der Anteil des Borsilikatglaspulvers bei 3 Gewichtsprozent oder mehr liegt, ist ein kleinerer Anteil bevorzugter, und zum Beispiel sind sogar 15 Gewichtsprozent oder weniger, was in dem Bereich von 20 Gewichtsprozent oder weniger enthalten ist, ausreichend. Wie vorstehend beschrieben kann bei einer Abnahme des Anteils des Borsilikatglaspulvers die Reaktion zwischen dem zweiten Keramikpulver als Zusatz und dem Glas leicht gesteuert werden und die Temperatureigenschaften der Resonanzfrequenz können durch den Zusatz leichter angepasst werden.

[0055] In der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung sind vorzugsweise 54 bis 77 Gewichtsprozent des ersten Keramikpulvers enthalten. Wenn der Anteil des ersten Keramikpulvers unter 54 Gewichtsprozent liegt, pflegt die relative Dielektrizitätskonstante des Sinterkörpers zu sinken und der Qf-Wert steigt wahrscheinlich nicht, und wenn dagegen der Anteil bei über 77 Gewichtsprozent liegt, sind die Sinterereigenschaften tendenziell verschlechtert.

[0056] Als Hauptbestandteil in dem ersten Keramikpulver enthaltenes Forsterit weist vorzugsweise ein Molverhältnis von Mg zu SiO₂, ein MgO/SiO₂-Verhältnis, von 1,02 bis 2,04 auf. Der Grund hierfür ist, dass bei einem MgO/SiO₂-Verhältnis von unter 1,92 oder über 2,04 die chemische Stabilität des Sinterkörpers in manchen Fällen verschlechtert sein kann. Auch wenn es Forsterit (Mg₂SiO₄) als primäre Kristallphase umfasst, muss das erste Keramikpulver ferner nicht andere Kristallphasen enthalten oder kann eine sehr kleine Menge von mindestens einem von SiO₂ (Quarz), MgO und MgSiO₂ (Steatit) als andere Kristallphase enthalten.

[0057] In dem ersten Keramikpulver liegt ferner der Anteil an anderen Fremdbestandteilen außer Forsterit vorzugsweise bei, 5 Gewichtsprozent oder weniger. Der Grund dafür ist, dass bei einem Anteil der Fremdbestandteile von über 5 Gewichtsprozent der Qf-Wert des Sinterkörpers abnimmt und weiterhin die chemische Stabilität verschlechtert wird. Ferner können als Fremdbestandteile zum Beispiel Al₂O₃, B₂O₃, CaO, Fe₂O₃, MnO₂, NiO, SnO₂, SrO, ZnO, P₂O₅, TiO₂, ZrO₂, Li₂O, Na₂O und K₂O genannt werden.

[0058] Der mittlere Wert D50 des ersten Keramikpulvers liegt vorzugsweise bei 1 µm oder weniger. Der Grund dafür ist, dass, wenn dieser mittlere Wert D50 über 1 µm liegt, keine Verdichtung in dem Fall durchgeführt werden kann, da der Anteil des Borsilikatglaspulvers in dem Bereich von 3 bis 20 Gewichtsprozent liegt.

[0059] In der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung dient das zweite Keramikpulver zum Anpassen der Temperatureigenschaften der Resonanzfrequenz in dem Sinterkörper.

[0060] Wenn das zweite Keramikpulver ein Keramikpulver ist, das SrTiO₃ als Hauptbestandteil enthält, wird der Anteil desselben auf 3 bis 13 Gewichtsprozent gesetzt. Die Gründe dafür sind, dass bei einem Anteil von unter 3 Gewichtsprozent das τ_f in dem Sinterkörper ansteigt und andererseits bei einem Anteil von über 13 Gewichtsprozent das τ_f in dem Sinterkörper ansteigt und die Änderung der Kapazität vor und nach einem Belastungstest zunimmt.

[0061] Wenn das zweite Keramikpulver ein Keramikpulver ist, das TiO₂ als Hauptbestandteil enthält, wird der Anteil auf 0,3, bis 10 Gewichtsprozent gesetzt. Auch wenn das TiO₂ als Hauptbestandteil enthaltende Keramikpulver eine Wirkung des Anheben des Kristallinitätsgrads hat, wird zum ausreichenden Erhalten dieser Wirkung der Anteil auf 0,3 Gewichtsprozent oder mehr gesetzt. Wenn aber der Anteil bei über 10 Gewichtsprozent liegt, steigt in dem Sinterkörper die relative Dielektrizitätskonstante, das τ_f steigt und die Änderung der Kapazität vor und nach einem Belastungstest steigt.

[0062] Bei dem Strontiumtitanat als zweites Keramikpulver enthaltenden Keramikpulver ist ein Strontiumtitanat mit einem Molverhältnis von SrO zu TiO₂, einem SrO/TiO₂-Verhältnis, von 0,92 bis 1,05 bevorzugt.

[0063] Wenn das SrO/TiO₂-Verhältnis bei über 1,05 liegt, kann, da in manchen Fällen unreaktiertes SrO in Form eines Carbonats oder dergleichen verbleiben kann, der Qf-Wert sinken und/oder die Feuchtebeständigkeit kann aufgrund der Reaktion mit dem Glasbestandteil verschlechtert sein. Ferner kann die Kristallphase von Sr₂TiO₄ oder dergleichen in manchen Fällen ausgefällt werden. Wenn Sr₂TiO₄ oder dergleichen ausgefällt wird, wird, da der absolute Wert des Temperaturkoeffizienten (TCC) der Dielektrizitätskonstante desselben

verglichen mit dem von SrTiO_3 klein ist, die Zugabemenge unvermeidlich erhöht, um den TCC des gesamten Systems anzupassen, und dadurch kann der Qf-Wert in manchen Fällen sinken.

[0064] Wenn dagegen das SrO/TiO_2 -Verhältnis unter 0,92 liegt, können in manchen Fällen SrTiO_3 und TiO_2 ausgefällt werden. Da erfindungsgemäß TiO_2 in manchen Fällen als zweites Keramikpulver zusätzlich zugegeben wird, wenn die Zugabemengen von SrTiO_3 und TiO_2 jeweils angepasst werden, kann es bezüglich der elektrischen Eigenschaften zu Problemen kommen; aus Sicht eines Herstellungsprozesses wird aber die Steuerung durch die Anpassung der Zugabemengen von SrTiO_3 und TiO_2 , die jedes Mal ausgeführt wird, kompliziert, und dadurch können die Kosten gesteigert werden.

[0065] In dem vorstehend beschriebenen Fall enthält das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthaltende Keramikpulver neben dem Strontiumtitanat bevorzugter 1 Gewichtsprozent oder weniger an Fremdbestandteilen. Als Fremdbestandteile seien in einer Rohmaterialstufe beigemischte Fremdbestandteile oder während eines Herstellungsprozesses beigemischte Fremdbestandteile erwähnt. Zum Beispiel seien Nb_2O_5 , Fe_2O_3 und Na_2O erwähnt. Wenn die Menge eines einzelnen Fremdbestandteils oder die Menge aller Fremdbestandteile über 1 Gewichtsprozent liegt, kann der Qf-Wert in manchen Fällen sinken.

[0066] Zudem liegt die spezifische Oberfläche des Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthaltenden Keramikpulvers bevorzugter in dem Bereich von 1,5 bis 7,5 m^2/g . Die Gründe dafür sind, dass bei einer spezifischen Oberfläche von weniger als 1,5 m^2/g das Durchführen von Sintern schwierig sein kann und dass bei einer spezifischen Oberfläche von über 7,5 m^2/g dagegen der Qf-Wert in manchen Fällen sinken kann, da die Reaktivität mit dem Glas zunimmt.

[0067] Ferner weist das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthaltende Keramikpulver eine integrale Dichte von 1.000 oder mehr einer Röntgendiffraktionsspitze zu der $\text{SrTiO}_3(222)$ -Ebene des Keramikpulvers auf. Der Grund hierfür ist, dass bei einer integrierten Dichte von unter 1.000 die Reaktivität mit dem Glas ansteigt, da die Kristallinität von SrTiO_3 nicht so hoch ist, und der Qf-Wert in manchen Fällen sinken kann.

[0068] Die erfindungsgemäße Glaskeramikkzusammensetzung umfasst weiterhin neben dem vorstehend beschriebenen ersten und zweiten Keramikpulver das BaZrO_3 als Hauptbestandteil enthaltende dritte Keramikpulver und das SrZrO_3 als Hauptbestandteil umfassende vierte Keramikpulver.

[0069] In der Glaskeramikkzusammensetzung sind 2 bis 20 Gewichtsprozent des BaZrO_3 als Hauptbestandteil enthaltenden dritten Keramikpulvers enthalten. Die Gründe hierfür sind, dass, auch wenn das dritte Keramikpulver eine Wirkung des Verringerns der Änderung der Kapazität vor und nach eine Belastungstest hat, bei einem Anteil desselben von unter 2 Gewichtsprozent die Wirkung des Verringerns der Änderung der Kapazität in dem Sinterkörper nicht ausreichend erhalten werden kann und dass andererseits bei einem Anteil von über 20 Gewichtsprozent die relative Dielektrizitätskonstante steigen kann und in manchen Fällen die Änderung der Kapazität umgekehrt steigen kann.

[0070] In der Glaskeramikkzusammensetzung sind über 2 bis 20 Gewichtsprozent des SrZrO_3 als Hauptbestandteil enthaltenden vierten Keramikpulvers enthalten. Auch wenn das vierte Keramikpulver eine Wirkung des Verbesserns der Biegefestigkeit des Sinterkörpers aufweist, kann bei einem Anteil von 2 Gewichtsprozent oder weniger die Wirkung des Verbesserns der Biegefestigkeit nicht ausreichend erhalten werden und bei einem Anteil von über 20 Gewichtsprozent kann dagegen die relative Dielektrizitätskonstante in manchen Fällen steigen.

[0071] Die vorstehend beschriebene Glaskeramikkzusammensetzung kann bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt werden, und der dadurch erhaltene Sinterkörper hat eine Mg_2SiO_4 -Kristallphase, die als primäre Phase ausgefällt wird, und eine $\text{Li}_2(\text{Mg,Zn})\text{SiO}_4$ -Kristallphase, die als Subphase ausgefällt wird, und wird vorteilhafterweise zum Bilden eines keramischen Mehrschicht-Elektronikbauteils verwendet.

[0072] [Fig. 1](#) ist eine Querschnittansicht, die ein keramisches Mehrschicht-Modul **1** als Beispiel für ein keramisches Mehrschicht-Bauteil zeigt, das durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung gebildet wird, und [Fig. 2](#) ist eine perspektivische Explosionsansicht, die das in [Fig. 1](#) gezeigte keramische Mehrschicht-Modul **1** zeigt.

[0073] Das keramische Mehrschicht-Modul **1** weist ein mehrschichtiges Keramiksubstrat **2** auf. Das mehrschichtige Keramiksubstrat **2** weist mehrere Glaskeramikk Schichten **3**, die aneinander laminiert sind, sowie mehrere hochdielektrische Keramikschichten **4**, die aneinander laminiert sind, auf, und die mehreren Glaskeramikk-

schichten **3** sind so angeordnet, dass sie die mehreren hochdielektrischen Keramikschichten **4** sandwichartig einschließen.

[0074] Die Glaskeramiksichten **3** sind jeweils aus einem Glaskeramik-Sinterkörper gebildet, der durch Brennen der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung erhalten wird, und weisen eine relativ niedrige relative Dielektrizitätskonstante auf, beispielsweise 10 oder weniger.

[0075] Die hochdielektrischen Keramikschichten **4** weisen dagegen jeweils eine Zusammensetzung auf, die zum Beispiel Bariumtitanat und ein diesem zugegebenes Glas aufweisen, und die relative Dielektrizitätskonstante ist bei 15 oder mehr festgelegt und ist vorzugsweise bei 30 oder mehr festgelegt.

[0076] Das mehrschichtige Keramiksubstrat **2** ist mit verschiedenen Drahtleitern versehen. Als Drahtleiter seien typischerweise innere leitende Folien **6**, die entlang spezifischen Grenzflächen zwischen den Keramikschichten **3** und **4** ausgebildet sind, Durchkontaktierungsleiter **7**, die so verlaufen, dass sie die spezifischen Keramikschichten **3** und **4** durchsetzen, und äußere leitende Folien **8**, die auf Außenflächen des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** ausgebildet sind, erwähnt.

[0077] Von den vorstehend beschriebenen inneren leitenden Folien **6** sind einige innere leitende Folien, die den hochdielektrischen Keramikschichten **4** zugeordnet vorgesehen sind, so angeordnet, dass eine elektrostatische Kapazität erhalten wird, so dass ein Kondensatorelement ausgebildet wird.

[0078] An einer oberen Fläche des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** sind mehrere Elektronikbauteile **9** bis **17** angebracht. Von den in der Figur gezeigten Elektronikbauteilen **9** bis **17** ist zum Beispiel das Elektronikbauteil **9** eine Diode, das Elektronikbauteil **11** ist ein mehrschichtiger Keramik Kondensator und das Elektronikbauteil **16** ist ein Halbleiter-IC. Diese Elektronikbauteile **9** bis **17** sind mit spezifischen äußeren leitenden Folien **8** elektrisch verbunden, die auf der oberen Fläche des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** ausgebildet sind, und bilden auch einen für das keramische Mehrschicht-Modul **1** erforderlichen Schaltkreis unter Einbeziehung der Drahtleiter, die in dem mehrschichtigen Keramiksubstrat **2** ausgebildet sind.

[0079] An der oberen Fläche des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** ist eine leitende Abdeckung **18** zum Abschirmen der Elektronikbauteile **9** bis **17** befestigt. Die leitende Abdeckung **18** ist mit spezifischen der vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter **7** elektrisch verbunden.

[0080] Ferner ist das keramische Mehrschicht Modul **1** an einer in der Figur nicht gezeigten Hauptplatine durch Verwenden spezifischer äußerer leitender Folien **8**, die an der unteren Fläche des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** als Anschlüsse ausgebildet sind, angebracht.

[0081] Das keramische Mehrschicht-Modul **1** kann durch Verwenden einer bekannten integralen Keramiklaminat-Brenntechnik hergestellt werden.

[0082] D. h. zunächst werden keramische Grünfolien für die Glaskeramiksichten **3** gebildet. Insbesondere wird eine aus einem Bindemittelharz und einem Lösungsmittel bestehende organische Bindemittellösung der Glaskeramikzusammensetzung (d. h. einer Rohmaterialzusammensetzung) der vorliegenden Erfindung zugegeben, so dass ein Keramikschlicker erhalten wird. Nachdem dieser Keramikschlicker durch ein Rakelverfahren zu Folien ausgebildet und dann getrocknet wurde, wird der getrocknete Schlicker zu Folien mit einem vorbestimmten Maß gestanzt, so dass die keramischen Grünfolien erhalten werden. Zum Bilden von Drahtleitern wird als Nächstes eine leitende Paste, die Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil enthält, auf diese keramischen Grünfolien aufgebracht, um erwünschte Strukturen zu bilden.

[0083] Ferner werden keramische Grünfolien, die eine hochdielektrische Keramikzusammensetzung aus einem Material mit hoher Dielektrizitätskonstante enthalten, die die hochdielektrischen Keramikschichten **4** bildet, ausgebildet. Insbesondere wird als hochdielektrische Keramikzusammensetzung zum Beispiel eine der folgenden (1) bis (4) erzeugt:

(1) eine hochdielektrische Keramikzusammensetzung, welche umfasst: einen durch $x(\text{Ba}_a\text{Ca}_b\text{Sr}_c)\text{O}-y\{(\text{TiO}_2)_{1-m}(\text{ZrO}_2)_m\}-z\text{Re}_2\text{O}_3$ wiedergegebenen Hauptbestandteil (wobei die Einheiten x , y und z jeweils auf Molprozentbasis vorliegen; $x + y + z = 100$, $a + b + c = 1$, $0 \leq b + c \leq 0,8$ und $0 \leq n < 0,15$ gelten; und Re mindestens eines von Seltenerdelementen ist), wie in der ungeprüften japanischen Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 2001-80959 offenbart, wobei in einer in der begleitenden [Fig. 3](#) gezeigten Dreistoffzusammensetzungsdarstellung der Hauptbestandteil das Molzusammensetzungsverhältnis (x , y , z) von $(\text{Ba}_a\text{Ca}_b\text{Sr}_c)\text{O}$, $\{(\text{TiO}_2)_{1-m}(\text{ZrO}_2)_m\}$ und Re_2O_3 innerhalb eines von Punkt A (7,85,8), Punkt B (7,59,34), Punkt

(0,59,41) und Punkt D (0,85,15) umgebenen Bereichs (eine Linie zwischen dem Punkt A und dem Punkt B ist aber nicht enthalten) aufweist; einen ersten Unterbestandteil, der ein SiO_2 -basiertes Glas enthält; und einen zweiten Unterbestandteil, der Mn enthält, in dem, wenn die Menge des Hauptbestandteils bei 100 Gewichtsteilen festgelegt ist, 0,1 bis 25 Gewichtsteile des ersten Unterbestandteils enthalten sind und 0,5 bis 20 Gewichtsteile des zweiten Unterbestandteils in Form von Mn enthalten sind.

(2) eine hochdielektrische Keramikzusammensetzung, welche umfasst: einen $\text{BaOTiO}_2\text{-ReO}_{3/2}$ -basierten Keramikbestandteil, der durch $x\text{BaO-yTiO}_2\text{-zReO}_3$ wiedergegeben wird (wobei die Einheiten x, y und z jeweils auf Molprozentbasis vorliegen; $x + y + z = 100$, $8 \leq x \leq 18$, $52,5 \leq y \leq 65$ und $20 \leq z \leq 40$ gelten; und Re mindestens eines von Seltenerdelementen ist), wie in der ungeprüften japanischen Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 2002-97072 offenbart; und eine Glaszusammensetzung, die 10 bis 25 Gewichtsprozent SiO_2 , 10 bis 40 Gewichtsprozent B_2O_3 , 25 bis 55 Gewichtsprozent MgO, 0 bis 20 Gewichtsprozent ZnO, 0 bis 15 Gewichtsprozent Al_2O_3 , 0,5 bis 10 Gewichtsprozent Li_2O und 0 bis 10 Gewichtsprozent RO enthält (wobei R mindestens eines von Ba, Sr und Ca ist).

(3) eine hochdielektrische Keramikzusammensetzung, die Mischung ist, welche umfasst: ein $\text{BaO-TiO}_2\text{-ReO}_{3/2}\text{-BiO}_3$ -basiertes Keramikpulver (wobei Re ein Seltenerdelement ist), wie in der ungeprüften japanischen Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 11-310455 offenbart; und ein Glaspulver, das 13 bis 50 Gewichtsprozent SiO_2 , 3 bis 30 Gewichtsprozent B_2O_3 , 40 bis 80 Gewichtsprozent eines Erdalkalimetalloxids und 0,1 bis 10 Gewichtsprozent Li_2O enthält.

(4) eine hochdielektrische Keramikzusammensetzung, die eine Mischung ist, welche umfasst: ein $\text{BaO-TiO}_2\text{-ReO}_{3/2}$ -basiertes Keramikpulver (wobei Re ein Seltenerdmetall ist), wie in der ungeprüften japanischen Patentanmeldung Veröffentlichung Nr. 11-228222 offenbart; und ein Glaspulver, das 13 bis 50 Gewichtsprozent SiO_2 , 3 bis 30 Gewichtsprozent B_2O_3 , 40 bis 80 Gewichtsprozent eines Erdalkalimetalloxids und 0,5 bis 10 Gewichtsprozent Li_2O enthält.

[0084] Ferner umfasst die vorstehende hochelektrische Keramikzusammensetzung (1) vorzugsweise weiterhin Li_2O .

[0085] Als Nächstes wird eine organische Bindemittellösung, die aus einem Bindemittelharz und einem Lösungsmittel besteht, zu einer der vorstehenden hochdielektrischen Keramikzusammensetzungen (1) bis (4) gegeben, so dass ein Keramikschlicker erhalten wird. Nach dem Ausbilden dieses Keramikschlickers zu Folien durch ein Rakelverfahren, gefolgt von Trocknen, werden die keramischen Grünfolien durch Stanzen, so dass sie ein vorbestimmtes Maß haben, erhalten. Um die Drahtleiter auf den keramischen Grünfolien zu bilden wird zusätzlich eine leitende Paste, die Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil enthält, darauf aufgebracht, um erwünschte Strukturen zu bilden.

[0086] Als Nächstes werden eine vorbestimmte Anzahl an Glaskeramik-Grünfolien und eine vorbestimmte Anzahl der wie vorstehend beschrieben erhaltenen hochdielektrischen keramischen Grünfolien in einer vorbestimmten Reihenfolge laminiert und dann in der Dickenrichtung mit Druck beaufschlagt.

[0087] Anschließend wird ein wie vorstehend beschrieben erhaltenes grünes Laminat bei 1.000°C oder weniger, beispielsweise 800 bis 1.000°C , gebrannt, so dass das mehrschichtige Keramiksubstrat **2** erhalten werden kann. Bei diesem Schritt wird das Brennen in einer nicht oxidierenden Atmosphäre, beispielsweise einer Stickstoffatmosphäre, ausgeführt, wenn die Drahtleiter Kupfer als Hauptbestandteil enthalten, und das Brennen wird in einer oxidierenden Atmosphäre, beispielsweise in Luft, durchgeführt, wenn Silber als Hauptbestandteil verwendet wird.

[0088] Als Nächstes werden die Elektronikbauteile **9** bis **17** durch Löten oder dergleichen an der Oberfläche des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** angebracht und die leitende Abdeckung **18** wird dann aufgebracht, so dass das keramische Mehrschicht-Modul **1** fertig ist.

[0089] Da gemäß dem vorstehend beschriebenen keramischen Mehrschicht-Modul **1** die Glaskeramiksichten **3**, die das mehrschichtige Keramiksubstrat **2** bilden, unter Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung gebildet werden und zudem Drahtleiter **6** bis **8** unter Verwendung eines Metalls, beispielsweise Kupfer oder Silber, das einen relativ niedrigen spezifischen Widerstand aufweist, als Hauptbestandteil gebildet werden, ist die relative Dielektrizitätskonstante der Glaskeramiksicht **3** niedrig, die Temperatureigenschaften der Resonanzfrequenz sind ausgezeichnet und der Q-Wert ist ebenfalls hoch; somit kann ein zuverlässiges keramisches Mehrschicht-Modul **1**, das in geeigneter Weise für Hochfrequenzanwendungen verwendet wird, erhalten werden. Zudem kann die Isolierzuverlässlichkeit des keramischen Mehrschicht-Moduls **1** ausgezeichnet ausgelegt werden. Weiterhin kann die Biegefestigkeit des mehrschichtigen Keramiksubstrats **2** des keramischen Mehrschicht-Moduls **1** verbessert werden.

[0090] Fig. 4 bis Fig. 6 sind Ansichten, die einen LC-Filter 21 als weiteres Beispiels des keramischen Mehrschicht-Elektronikbauteils veranschaulichen, der durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung gebildet ist. In diesem Fall ist Fig. 4 eine perspektivische Ansicht, die das Erscheinungsbild des LC-Filters 21 zeigt, Fig. 5 ist ein äquivalentes Schaltbild des LC-Filters 21 und Fig. 6 ist eine perspektivische Explosionsansicht, die ein grünes Laminat 22 als Zwischenprodukt zeigt, das durch einen Brennschritt der Herstellung des LC-Filters zu bearbeiten ist.

[0091] Der LC-Filter 21 einen Komponenten 23 als Laminatstruktur auf, der aus aneinander laminierten Glaskeramikschichten gebildet ist, Endelektroden 24 und 25 sind an jeweiligen Endabschnitten von Außenflächen dieses Komponentenhauptkörpers 23 vorgesehen, und Endelektroden 26 und 27 sind an mittleren Abschnitten jeweiliger Seitenflächen vorgesehen.

[0092] Wie in Fig. 5 gezeigt bildet der LC-Filter 21 zwei Induktivitäten L1 und L2, die zwischen den Endelektroden 24 und 25 in Reihe geschaltet sind, und bildet zwischen einem Verbindungspunkt der Induktivitäten L1 und L2 und den Endelektroden 26 und 27 eine Kapazität C.

[0093] Unter Bezug auf Fig. 6 ist das grüne Laminat 22 ein Laminat, das durch Brennen zu dem Komponentenhauptkörper 23 zu bilden ist, und weist mehrere keramische Grünfolien 28 bis 40 auf, die aneinander laminiert sind. Ferner ist die Anzahl zu laminierender keramischer Grünfolien nicht auf die in der Figur gezeigte beschränkt.

[0094] Die keramischen Grünfolien 28 bis 40 werden jeweils erhalten durch die Schritte des Ausbildens eines Keramiksclickers, der durch Zugeben und Mischen einer aus einem Bindemittelharz und einem Lösungsmittel bestehenden organischen Bindemittellösung und mit der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung erhalten wird, zu Folien mittels eines Rakelverfahrens, des anschließenden Ausführens des Trocknens und dann des Herausstanzens der Folien auf ein vorbestimmtes Maß.

[0095] Zum Bilden der Induktivitäten L1 und L2 und der Kapazität C, die in Fig. 5 gezeigt sind, werden ferner wie in Fig. 5 gezeigt in einer nachstehend beschriebenen Weise Drahtleiter für spezifische keramische Grünfolien 28 bis 40 vorgesehen.

[0096] Auf der keramischen Grünfolie 30 wird eine Teil der Induktivität L1 bildende Spulenstruktur 41 ausgebildet eine sich von einem Ende der Spulenstruktur 41 erstreckende Leitungsstruktur 42 wird ebenfalls darauf ausgebildet und in dem anderen Ende der Spulenstruktur 41 wird ein Durchkontaktierungsleiter 43 vorgesehen.

[0097] Eine Spulenstruktur 44, die Teil der Induktivität L1 bildet, ist auf der keramischen Grünfolie 31 ausgebildet, und in einem Ende der Spulenstruktur 44 ist ein Durchkontaktierungsleiter 45 vorgesehen. Das andere Ende der Spulenstruktur 44 ist mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter 43 verbunden.

[0098] In der keramischen Grünfolie 32 ist ein Durchkontaktierungsleiter 46 mit dem vorstehenden Durchkontaktierungsleiter 45 verbunden vorgesehen.

[0099] Auf der keramischen Grünfolie 33 ist eine Kondensatorstruktur 47, die Teil der Kapazität C bildet, ausgebildet, und ferner sind Leitungsstrukturen 48 und 49, die sich von der Kondensatorstruktur 47 erstrecken, ausgebildet. Ferner ist in der keramischen Grünfolie 33 ein Durchkontaktierungsleiter 50, der mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter 46 verbunden ist, vorgesehen.

[0100] Auf der keramischen Grünfolie 34 ist eine Kondensatorstruktur 51, die Teil der Kapazität C bildet, ausgebildet, und ferner ist darin ein Durchkontaktierungsleiter 52, der mit der Kondensatorstruktur 51 verbunden ist, vorgesehen. Die Kondensatorstruktur 51 ist mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter 50 verbunden.

[0101] Auf der keramischen Grünfolie 35 ist eine Kondensatorstruktur 53, die Teil der Kapazität C bildet, ausgebildet, und ferner sind auch Leitungsstrukturen 54 und 55, die sich von dieser Kondensatorstruktur 53 erstrecken, ausgebildet. Bei dieser keramischen Grünfolie 35 ist ferner ein Durchkontaktierungsleiter 56, der mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter 52 verbunden ist, vorgesehen.

[0102] Bei der keramischen Grünfolie 36 ist ein Durchkontaktierungsleiter 57, der mit dem vorstehenden Durchkontaktierungsleiter 56 verbunden ist, vorgesehen.

[0103] Auf der keramischen Grünfolie **37** ist eine Spulenstruktur **58**, die Teil der Induktivität L2 bildet, ausgebildet, und in einem Ende derselben ist ein Durchkontaktierungsleiter **59** vorgesehen. Das andere Ende der Spulenstruktur **58** ist mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter **57** verbunden.

[0104] Auf der keramischen Grünfolie **38** ist eine Spulenstruktur **60**, die Teil der Induktivität L2 bildet, ausgebildet, und ferner ist auch eine Leitungsstruktur **61**, die sich von einem Ende dieser Spulenstruktur **60** erstreckt, ausgebildet. Das andere Ende der Spulenstruktur **60** ist mit dem vorstehend beschriebenen Durchkontaktierungsleiter **59** verbunden.

[0105] Wenn die Spulenstrukturen **41**, **44**, **58** und **60**, die Leitungsstrukturen **42**, **48**, **49**, **54**, **55** und **61**, die Durchkontaktierungsleiter **43**, **45**, **46**, **50**, **52**, **56**, **67** und **59** sowie die Kondensatorstrukturen **47**, **51** und **53**, die als die Drahtleiter dienen, ausgebildet werden, wird eine leitende Paste, die Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil enthält, verwendet, und diese leitende Paste wird zum Beispiel durch Siebdrucken aufgebracht.

[0106] Zum Erhalten des grünen Laminats **22** werden die keramischen Grünfolien **28** bis **40** in der in [Fig. 6](#) gezeigten Reihenfolge laminiert und dann in der Dickenrichtung mit Druck beaufschlagt.

[0107] Anschließend kann durch Brennen des grünen Laminats **22** bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger, beispielsweise 800 bis 1.000°C, der in [Fig. 4](#) gezeigte Komponentenhauptkörper **23** erhalten werden. Wenn bei diesem Schritt wie im Fall des vorstehend beschriebenen keramischen Mehrschicht-Moduls **1** der Drahtleiter Kupfer als Hauptbestandteil enthält, wird das Brennen in einer nicht oxidierenden Atmosphäre, zum Beispiel in einer Stickstoffatmosphäre, ausgeführt, und wenn Silber als Hauptbestandteil verwendet wird, wird das Brennen in einer oxidierenden Atmosphäre, zum Beispiel in Luft, ausgeführt.

[0108] Als Nächstes werden die Endelektroden **24** bis **27** auf den Außenflächen des Komponentenhauptkörpers **23** ausgebildet. Zum Bilden der Endelektroden **24** bis **27** können zum Beispiel das Aufbringen und Brennen einer leitenden Paste, die Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil enthält, oder ein Dünnschichtausbildungsverfahren, beispielsweise Abscheiden, Plattieren oder Sputtern, verwendet werden.

[0109] Der LC-Filter **21** kann wie vorstehend beschrieben erhalten werden. Da gemäß diesem LC-Filter **21** die keramischen Grünfolien **28** bis **40** jeweils durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung gebildet werden, ist in dem Komponentenhauptkörper **23** die relative Dielektrizitätskonstante niedrig, die Frequenzeigenschaften sind ausgezeichnet, die elektrische Isolierzuverlässigkeit kann weiter verbessert werden und eine hohe Biegefestigkeit kann erhalten werden.

[0110] Auch wenn die keramischen Grünfolien **28** bis **40** jeweils durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung gebildet werden, werden ferner bei der vorstehenden Beschreibung die keramischen Grünfolien **33** und **34**, die für das Bilden der Kapazität C direkt verantwortlich sind, von den keramischen Grünfolien **28** bis **40** durch Verwenden einer hochdielektrischen Keramikzusammensetzung eines Materials hoher Dielektrizitätskonstante, das die hochdielektrischen Keramikschichten **4** des in [Fig. 1](#) gezeigten keramischen Mehrschicht-Moduls **1** bildet, bevorzugt gebildet.

[0111] Das durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung gebildete keramische Mehrschicht-Elektronikbauteil ist nicht auf das keramische Mehrschicht-Modul **1** und den LC-Filter **21**, wie sie in den Figuren gezeigt sind, beschränkt. Zum Beispiel kann die erfindungsgemäße Glaskeramikkzusammensetzung auch bei verschiedenen mehrschichtigen Keramiksubstraten, beispielsweise einem mehrschichtigen Keramiksubstrat für Multichip-Module und einem mehrschichtigen Keramiksubstrat für Hybrid-ICs, oder bei verschiedenen kombinierten Elektronikbauteilen, bei denen Elektronikbauteile auf die vorstehend beschriebenen mehrschichtigen Keramiksubstrate aufgebracht sind, verwendet werden. Ferner kann die erfindungsgemäße Glaskeramikkzusammensetzung weiterhin bei verschiedenen chipartigen keramischen Mehrschicht-Elektronikbauteilen verwendet werden, beispielsweise einem mehrschichtigen Chip-Kondensator und einer mehrschichtigen dielektrischen Chip-Antenne.

[0112] Als Nächstes werden experimentelle Beispiele beschrieben, die ausgeführt wurden, um die durch die erfindungsgemäße Glaskeramikkzusammensetzung erhaltenen Eigenschaften zu bestätigen und um den Bereich der erfindungsgemäßen Glaskeramikkzusammensetzung zu erhalten.

[Experimentelles Beispiel 1]

[0113] Zunächst wurden als Borsilikatglaspulver, das in einer Glaskeramikzusammensetzung enthalten ist, verschiedene in Tabelle 1 gezeigte Zusammensetzungen erzeugt.

Tabelle 1

GLASS-MARKE	Li ₂ O [GEW.- PROZENT]	MgO [GEW.- PROZENT]	BaO [GEW.- PROZENT]	CaO [GEW.- PROZENT]	SiO [GEW.- PROZENT]	B ₂ O ₃ [GEW.- PROZENT]	SiO ₂ [GEW.- PROZENT]	ZnO [GEW.- PROZENT]	BEMERKUNG
G1*	2	28	2,5	0	15	20	25	7,5	
G2	3	27	2,5	0	15	20	25	7,5	
G3	15	22,5	2,5	0	10	17,5	25	7,5	
G4*	16	21,5	2,5	0	10	17,5	25	7,5	
G5*	5	17,5	0	0	20	25	25	7,5	
G6	5	20	0	0	17,5	25	25	7,5	
G7*	5	50	0	0	5	17,5	15	7,5	
G8	5	50	5	0	0	17,5	15	7,5	
G9	5	50	0	5	0	17,5	15	7,5	
G10	5	50	1	2	2	17,5	15	7,5	
G11*	5	52,5	0	0	2,5	17,5	15	7,5	ENTGLASUNG
G12*	5	31	2,5	0	15	14	25	7,5	ENTGLASUNG
G13	5	30	2,5	0	15	15	25	7,5	
G14	5	25	2,5	0	10	30	20	7,5	
G15*	5	24	2,5	0	10	31	20	7,5	
G16*	5	41	2,5	0	15	20	9	7,5	
G17	5	40	2,5	0	15	20	10	7,5	
G18	5	22,5	2,5	0	10	17,5	35	7,5	
G19*	5	21,5	2,5	0	10	17,5	36	7,5	
G20*	5	27,5	2,5	0	15	20	25	5	
G21	5	26,5	2,5	0	15	20	25	6	
G22	5	25	2,5	0	5	17,5	25	20	
G23*	5	24	2,5	0	5	17,5	25	21	
G24*	5	21,5	26	0	0	20	20	7,5	
G25	5	17,5	25	0	0	20	25	7,5	
G26	5	30	2,5	0	15	20	20	7,5	
G27*	5	26,5	0	16	0	20	25	7,5	
G28	5	27,5	0	15	0	20	25	7,5	
G29	5	25	0	2,5	15	20	25	7,5	
G30*	5	21,5	0	0	26	20	20	7,5	

G31	5	17,5	0	0	25	20	25	7,5
G32	5	25	10	5	2,5	20	25	7,5
G33	5	27,5	0	0	15	20	25	7,5

[0114] In Tabelle 1 zeigt eine mit * versehene „Glasmarke“ ein Glaspulver mit einer Zusammensetzung außerhalb des erfindungsgemäßen Bereichs an.

[0115] Die in Tabelle 1 gezeigten Glaspulver wurden mit Ausnahme der Glassorten G11, G12 und G16, bei denen Entglasung auftrat, pulverisiert, bis ein durchschnittlicher Partikeldurchmesser von 1 bis 2 µm erhalten wurde, so dass Borsilikatglaspulver für die Glaskeramikzusammensetzungen erzeugt wurden.

[0116] Ferner wurde als erstes Keramikpulver, das in der Glaskeramikzusammensetzung enthalten war, ein Mg_2SiO_4 -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser (mittlerer Durchmesser D50) von 0,8 µm erzeugt. Ferner wurden als zweites Keramikpulver ein $SrTiO_3$ -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 1,5 µm und ein TiO_2 -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 1,0 µm jeweils erzeugt. Weiterhin wurde als drittes Keramikpulver ein $BaZrO_3$ -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 0,8 µm erzeugt, und als viertes Keramikpulver wurde ein $SrZrO_3$ -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von 0,5 µm erzeugt.

[0117] Zum Erhalten einer Glaskeramikzusammensetzung jeder in Tabellen gezeigten Probe wurden als Nächstes das erste Keramikpulver, das Borsilikatglaspulver, das zweite Keramikpulver, das dritte Keramikpulver und das vierte Keramikpulver, die vorstehend beschrieben wurden, miteinander vermischt.

Tabelle 2

PRO- BE NR.	MENGE ERSTER KERAMIK (Mg_2SiO_4) (GEW.- PROZ.)	GLAS		ZWEITE KERAMIK		MENGE DRITTER KERAMIK ($BaZrO_3$) (GEW.- PROZ.)	MENGE VIERTER KERAMIK ($SrZrO_3$) (GEW.- PROZ.)
		ART	MENGE (GEW.- PROZ.)	$SrTiO_2$ MEN- GE (GEW.- PROZ.)	TiO_2 MEN- GE (GEW.- PROZ.)		
1*	59,0	G1	20,0	5,0	1,0	10,0	5,0
2	59,0	G2	20,0	5,0	1,0	10,0	5,0
3	76,0	G3	3,0	5,0	1,0	10,0	5,0
4*	76,0	G4	3,0	5,0	1,0	10,0	5,0
5*	69,0	G5	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
6	69,0	G6	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
7	69,0	G7	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
8	69,0	G8	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
9	69,0	G9	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
10	69,0	G10	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
11	64,0	G13	15,0	5,0	1,0	10,0	5,0
12	74,0	G14	5,0	5,0	1,0	10,0	5,0
13*	74,0	G15	5,0	5,0	1,0	10,0	5,0
14	74,0	G17	5,0	5,0	1,0	10,0	5,0
15	61,5	G18	17,5	5,0	1,0	10,0	5,0
16*	61,5	G19	17,5	5,0	1,0	10,0	5,0
17*	69,0	G20	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
18	69,0	G21	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
19	69,0	G22	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
20*	69,0	G23	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
21*	69,0	G24	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
22	69,0	G25	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
23	69,0	G26	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
24*	69,0	G27	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
25	69,0	G28	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
26	69,0	G29	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0

27*	69,0	G30	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
28	69,0	G31	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
29	69,0	G32	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
30*	77,0	G33	2,0	5,0	1,0	10,0	5,0
31	76,0	G33	3,0	5,0	1,0	10,0	5,0
32	59,0	G33	20,0	5,0	1,0	10,0	5,0
33*	54,0	G33	25,0	5,0	1,0	10,0	5,0
34	70,0	G33	10,0	5,0	0,0	10,0	5,0
35	69,7	G33	10,0	5,0	0,3	10,0	5,0
36	60,0	G33	10,0	5,0	10,0	10,0	5,0
37*	57,0	G33	10,0	5,0	13,0	10,0	5,0
38	74,0	G33	10,0	0,0	1,0	10,0	5,0
39	71,0	G33	10,0	0,3	1,0	10,0	5,0
40	61,0	G33	10,0	13,0	1,0	10,0	5,0
41*	59,0	G33	10,0	15,0	1,0	10,0	5,0
42*	79,0	G33	10,0	5,0	1,0	0,0	5,0
43	77,0	G33	10,0	5,0	1,0	2,0	5,0
44	59,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	5,0
45	59,0	G33	10,0	5,0	1,0	20,0	5,0
46*	54,0	G33	10,0	5,0	1,0	25,0	5,0
47*	74,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	0,0
48*	72,0	G33	10,0	6,0	1,0	10,0	2,0
49	71,5	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	2,5
50	71,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	3,0
51	64,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	10,0
52	54,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	20,0
53*	49,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	25,0
54*	75,0	G33	10,0	0,0	0,0	10,0	5,0

[0118] In Tabelle 2 zeigt eine mit * versehene Probe Nr. eine Glaskeramikzusammensetzung außerhalb des erfindungsgemäßen Bereichs an.

[0119] Ferner ist in Tabelle 2 in der Spalte „Art“ von „Borsilikatglas“ die „Glasmarke“ in Tabelle 1 gezeigt, und in der Spalte „Menge“ ist in der gleichen Gruppe wie vorstehend beschrieben die Zugabemenge des Borsilikatglaspulvers gezeigt.

[0120] Ferner sind in der Spalte „Zweite Keramik“ die Zugabemengen von SrTiO_3 und TiO_2 , die die zweiten Keramikpulver sind, gezeigt.

[0121] Als Nächstes“ wurden wie in Tabelle 3 gezeigt die relative Dielektrizitätskonstante (ϵ_r), der Qf-Wert, der Temperaturkoeffizient (τ_f) der Resonanzfrequenz, die Isolierzuverlässigkeit, die Änderungsrate der Kapazität und die Biegefestigkeit jeder Probe beurteilt.

[0122] Ferner wurde zur Messung des ϵ_r und des Qf-Werts ein durch Verpressen gebildeter Körper mit einer Abmessung von 0,6 mm × 50 mm × 50 mm durch die Schritte des Zugebens von 20 Gewichtsteilen eines Acrylharzes als Bindemittel und 3 Gewichtsteilen Methylethylketon als organisches Lösungsmittel auf 100 Gewichtsteile der Glaskeramikzusammensetzung jeder in Tabelle 2 gezeigten Probe zum Bilden eines Schlickers, des Ausbilden dieses Schlickers zu Folien durch ein Rakelverfahren, des Laminierens der so gebildeten Folien aneinander und dann des Ausführens eines Verpressens derselben gebildet Als Nächstes wurde dieser verpresste Körper bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt, so dass ein Keramiksubstrat er-

halten wurde. Anschließend wurden durch Verwenden dieses Keramiksubstrats der ϵ_r und der Qf-Wert durch ein Resonanzhohlraumverfahren gemessen. Bei dieser Messung wurde die Messfrequenz auf etwa 25 GHz eingestellt.

[0123] Zur Messung des τ_f wurde, nachdem 20 Gewichtsteile eines Acrylharzes als Bindemittel und 3 Gewichtsteile Methylethylketon als organisches Lösungsmittel auf 100 Gewichtsteile der Glaskeramikkonzumensatzung jeder in Tabelle 2 gezeigten Probe zugegeben wurden und dann granuliert wurden, das Granulat zu einer zylindrischen Form mit einer Dicke von 8 mm und einem Durchmesser von 15 mm durch Pressformen gebildet. Nach dem Brennen der zylindrischen Probe bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger wurde als Nächstes das τ_f durch ein Verfahren mit einem dielektrischen Resonator gemessen.

[0124] Zur Beurteilung der Isolierzulverlässigkeit und der Änderungsrate der Kapazität wurde ein als Probe verwendeter keramischer Mehrschicht-Kondensator durch die Schritte des Zugebens von 20 Gewichtsteilen eines Acrylharzes als Bindemittel und 3 Gewichtsteilen von Methylethylketon als organisches Lösungsmittel auf 100 Gewichtsteile der Glaskeramikkonzumensatzung jeder in Tabelle 2 gezeigten Probe zum Bilden eines Schlickers, des Ausbildens dieses Schlickers zu Folien durch ein Rakelverfahren und des Drucken einer leitenden Cu-Paste auf die Folien zum Bilden von Innenelektroden gefolgt durch Laminieren, Verpressen und Brennen gebildet. Der Abstand zwischen den Innenelektroden dieses keramischen Mehrschicht-Kondensators wurde auf 13 μm festgelegt. Als Nächstes wurde dieser keramische Mehrschicht Kondensator jeder Probe 100 Stunden lang einem Belastungstest unter Bedingungen bei einer Temperatur von 121°C, einer relativen Feuchte von 100%, 0,2 MPa und einer angelegten Gleichspannung von 200 Volt unterzogen.

[0125] Ferner wurde nach diesem Belastungstest die Isolierfestigkeit gemessen, und als die Isolierfestigkeit bezüglich log IR bei 11 oder mehr lag, wurde die Isolierzulverlässigkeit als gut betrachtet und wurde in Tabelle 3 durch „O“ wiedergegeben. Wenn ferner die Isolierfestigkeit bezüglich log IR bei unter 11 lag, wurde die Isolierzulverlässigkeit als nicht gut betrachtet und wurde in Tabelle 3 durch „x“ wiedergegeben.

[0126] Ferner wurde bezüglich der Änderungsrate der Kapazität ein Belastungstest an dem keramischen Mehrschicht-Kondensator durchgeführt, der zur Beurteilung der vorstehenden Isolierzulverlässigkeit unter den gleichen Bedingungen wie vorstehend beschrieben gebildet wurde, und es wurden durch ein LCR-Messgerät die Kapazitäten vor und nach dem Test gemessen. Wenn die Kapazität vor dem Test durch C_0 wiedergegeben ist und die Kapazität nach dem Test durch C_1 wiedergegeben ist, wird die Änderungsrate der Kapazität durch die folgende Gleichung erhalten.

Die Änderungsrate der Kapazität (%) = $\{(C_1 - C_0)/C_0\} \times 100$

[0127] Zur Messung der Biegefestigkeit wurde ein durch Verpressen gebildeter Körper mit einer Abmessung von 0,8 mm \times 40 mm \times 6 mm durch die Schritte des Zugebens von 20 Gewichtsteilen eines Acrylharzes als Bindemittel und 3 Gewichtsteilen Methylethylketon als organisches Lösungsmittel auf 100 Gewichtsteile der Glaskeramikkonzumensatzung jeder in Tabelle 2 gezeigten Probe zum Bilden eines Schlickers, des Ausbildens dieses Schlickers zu Folien durch ein Rakelverfahren, des Laminieren der so gebildeten Folien aneinander und dann des Ausführens eines Verpressens derselben gebildet. Als Nächstes wurde dieser verpresste Körper bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger gebrannt, so dass ein Keramiksubstrat erhalten wurde. Anschließend wurde an diesem Keramiksubstrat ein Dreipunkt-Biegetest durchgeführt, so dass die Biegefestigkeit gemessen wurde.

Tabelle 3

PROBE NR.	ϵ_r	Q _f [GHz]	τ_f [ppm·°C ⁻¹]	ISOLIERZU- VERLÄSSIG- KEIT	ÄNDERUNGS- RATE DER KA- PAZITÄT	BIEGEFESTIG- KEIT
1*	NICHT GESINTERT		-	-	-	-
2	8,7	12000	8,3	O	0,26	312
3	8,8	1000	-5,8	O	0,15	331
4*	8,8	6000	-5,8	x	1,20	330
5*	9,2	9000	1,2	O	0,16	318
6	9,2	15000	1,6	O	0,16	316

DE 11 2009 000 012 T5 2012.01.05

7	8,8	23000	3,1	O	0,05	312
8	8,9	21000	2,8	O	0,03	310
9	8,8	22000	2,9	O	0,05	312
10	8,8	22000	3	O	0,04	315
11	8,7	20000	4,2	O	0,20	308
12	8,8	10000	-4,5	O	0,24	328
13*	8,8	7000	-4,8	x	0,40	330
14	8,8	15000	-4,1	O	0,28	319
15	8,7	12000	6,3	O	0,30	302
16*	NICHT GESINTERT		-	-	-	-
17*	8,8	8000	0,6	O	0,03	317
18	8,8	13000	0,3	O	0,01	320
19	8,6	11000	2,5	O	0,25	316
20*	8,6	8000	1,8	x	0,35	317
21*	NICHT GESINTERT		-	-	-	-
22	8,9	20000	12,5	O	0,06	321
23	8,8	22000	8,6	O	0,04	314
24*	8,8	8000	10,4	O	0,16	316
25	8,8	12000	7,8	O	0,12	321
26	8,8	24000	5,4	O	0,02	317
27*	8,7	9000	9,4	O	0,09	320
28	8,7	15000	8,2	O	0,07	325
29	8,9	26000	3,1	O	0,02	320
30*	NICHT GESINTERT		-	-	-	-
31	8,9	32000	-5,8	O	0,02	331
32	8,7	11000	8,3	O	0,30	302
33*	8,7	6000	12,4	O	0,60	220
34	8,6	33000	-4	O	-0,02	310
35	8,7	32000	-3	O	-0,01	322
36	9,8	12000	26	O	0,25	328
37*	11,6	8000	46,2	O	0,48	280
38	8,8	32000	-27	O	0,00	319
39	8,8	30000	-10,3	O	0,00	315
40	8,7	18000	29	O	0,30	322
41*	8,7	18000	35	O	0,60	320
42*	8,1	36000	0	O	0,60	330
43	8,1	34000	0	O	0,30	325
44	8,8	30000	0,1	O	0,00	318
45	9,7	20000	0,2	O	-0,20	304
46*	10,2	20000	0,2	O	-0,40	301
47*	8,4	34000	-1,3	O	0,02	177
48*	8,4	32000	-0,7	O	0,02	198
49	8,5	31000	-0,4	O	0,01	300
50	8,8	30000	0,1	O	0,00	320

51	9,2	25000	1,5	O	-0,03	346
52	9,8	20000	4,5	O	-0,10	322
53*	10,1	18000	6	O	-0,15	310
54*	8,8	33000	-34	O	0,01	318

[0128] In Tabelle 3 sind Proben Nr. außerhalb des Bereichs der vorliegenden Erfindung ebenfalls mit * versehen.

[0129] Wie aus der Spalte „Art“ von Borsilikatglas in Tabelle 2 ersichtlich ist, umfassen die Proben im Bereich der vorliegenden Erfindung, die in Tabelle 2 und 3 gezeigt sind, das Borsilikatglaspulver in dem Bereich der vorliegenden Erfindung, das in Tabelle 1 gezeigt ist. Wie aus Tabelle 2 ersichtlich ist, enthalten die Proben innerhalb des Bereichs der vorliegenden Erfindung weiterhin jeweils vorbestimmte Mengen eines Mg_2SiO_4 -Pulvers als erstes Keramikpulver, mindestens eines Pulvers aus $SrTiO_3$ und TiO_2 als zweites Keramikpulver, eines $BaZrO_3$ -Pulvers als drittes Keramikpulver und eines $SrZrO_3$ -Pulvers als viertes Keramikpulver. Dadurch konnte Brennen bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger ausgeführt werden, die Isolierzuverlässigkeit war ausgezeichnet, die Änderung der Kapazität war klein, es wurde ein hoher Qf-Wert gezeigt, es wurde ein stabiles τ_f gezeigt und es wurde eine hohe Biegefestigkeit gezeigt.

[0130] Da andererseits der Anteil an Li_2O des in Tabelle 1 gezeigten Glases G1 unter 3 Gewichtsprozent lag, wurde die Probe 1 in Tabelle 2 und 3, die das vorstehende Glas verwendete, nicht bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger gesintert. Da ferner der Anteil an Li_2O von Glas G4 bei über 15 Gewichtsprozent lag, wurde gemäß Probe 4, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert gesenkt und die Isolierzuverlässigkeit wurde ebenfalls verschlechtert.

[0131] Da der Anteil an MgO von Glas G5 unter 20 Gewichtsprozent lag, wurde gemäß Probe 5, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert gesenkt. Der Anteil an MgO von Glas 11 lag dagegen bei über 50 Gewichtsprozent. Also ein Phänomen, bei dem das Glas teilweise kristallisiert wird, das heißt Entglasung eintrat.

[0132] Der Anteil an B_2O_3 von Glas 12 lag unter 15 Gewichtsprozent und somit trat Entglasung auf. Da dagegen der Anteil an B_2O_3 von Glas 15 bei über 30 Gewichtsprozent lag, wurde gemäß Probe 13, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert gesenkt und die Isolierzuverlässigkeit ebenfalls verschlechtert.

[0133] Der Anteil an SiO_2 von Glas 16 lag unter 10 Gewichtsprozent und somit trat Entglasung auf. Da dagegen der Anteil an SiO_2 von Glas 19 bei über 35 Gewichtsprozent lag, wurde Probe 16, die das vorstehende Glas verwendete, nicht bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger gesintert.

[0134] Da der Anteil von ZnO von Glas 20 unter 6 Gewichtsprozent lag, war gemäß Probe 17, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert niedrig. Da der Anteil an ZnO von Glas 23 dagegen bei über 20 Gewichtsprozent lag, war gemäß Probe 20, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert niedrig und die Isolierzuverlässigkeit war ebenfalls verschlechtert.

[0135] Der Anteil an BaO von Glas 24 bei über 25 Gewichtsprozent lag, konnte gemäß Probe 21, die das vorstehende Glas verwendete, kein Sintern bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger ausgeführt werden.

[0136] Da der Anteil an CaO von Glas 27 bei über 15 Gewichtsprozent lag, war gemäß Probe 24, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert niedrig.

[0137] Da dagegen der Anteil an SrO von Glas 30 bei über 25 Gewichtsprozent lag, wurde gemäß Probe 27, die das vorstehende Glas verwendete, der Qf-Wert gesenkt.

[0138] Auch wenn das Sintern ferner nicht durch die Zusammensetzung des in Tabelle 1 gezeigten Borsilikatglaspulvers beeinflusst wurde, da der Anteil des Borsilikatglaspulvers wie in Tabelle 2 gezeigt in Probe 30 unter 3 Gewichtsprozent lag, konnte es nicht bei einer Temperatur von $1.000^\circ C$ oder weniger ausgeführt werden, wie in Tabelle 3 gezeigt ist. Da gemäß Probe 33 dagegen der Anteil des Borsilikatglaspulvers bei über 20 Gewichtsprozent lag, war der Qf-Wert niedrig.

[0139] Da gemäß Probe 37 der Anteil an TiO_2 als zweites Keramikpulver bei über 10 Gewichtsprozent lag, war die relative Dielektrizitätskonstante (ϵ_r) hoch, der Qf-Wert war niedrig, der Temperaturkoeffizient (τ_f) der Resonanzfrequenz war groß und die Änderung der Kapazität war groß.

[0140] Da gemäß Probe 41 der Anteil an SrTiO_3 als zweites Keramikpulver bei über 13 Gewichtsprozent lag, war der Temperaturkoeffizient (τ_f) der Resonanzfrequenz groß und die Änderung der Kapazität war ebenfalls groß.

[0141] Da ferner gemäß Probe 54 sowohl TiO_2 als auch SrTiO_3 als zweites Keramikpulver nicht zugegeben wurden, war der Temperaturkoeffizient (τ_f) der Resonanzfrequenz groß.

[0142] Da gemäß Probe 42 der Anteil an BaZrO_3 als drittes Keramikpulver unter 2 Gewichtsprozent lag, insbesondere da BaZrO_3 nicht zugegeben wurde, war die Änderung der Kapazität war groß. Da dagegen gemäß Probe 46 der Anteil an BaZrO_3 bei über 20 Gewichtsprozent lag, war die relative Dielektrizitätskonstante (ϵ_r) hoch und die Änderung der Kapazität war groß.

[0143] Da gemäß Probe 47 SrZrO_3 als viertes Keramikpulver nicht zugegeben wurde, war die Biegefestigkeit niedrig. Gemäß Probe 48 wurde ferner SrZrO_3 so zugegeben, dass der Anteil desselben nicht über 2 Gewichtsprozent lag, die Biegefestigkeit war niedrig. Da gemäß Probe 53 dagegen der Anteil an SrZrO_3 bei über 20 Gewichtsprozent lag, war die relative Dielektrizitätskonstante (ϵ_r) hoch.

[Experimentelles Beispiel 2]

[0144] Das experimentelle Beispiel 2 wurde ausgeführt, um die Überlegenheit von SrZrO_3 zu bestätigen, das das vierte Keramikpulver bildete. Insbesondere wurde in dem experimentellen Beispiel 2 die in dem experimentellen Beispiel 1 gebildete Probe 44 als Probe in dem erfindungsgemäßen Bereich verwendet, und durch Verwenden dieser Probe als Bezugswert wurde die Überlegenheit von SrZrO_3 bestätigt. Somit wurde als viertes Keramikpulver neben einem SrZrO_3 -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von $0,5 \mu\text{m}$ auch ein Al_2O_3 -Pulver mit einem durchschnittlichen Partikeldurchmesser von $0,5 \mu\text{m}$ erzeugt.

[0145] Zum Erhalten einer Glaskeramikkonzumensatzung jeder Probe gemäß Tabelle 4 durch Verwenden des in Tabelle 1 gezeigten Glases G33 wurden als Nächstes das erste Keramikpulver, das Borsilikatglaspulver, das zweite Keramikpulver, das dritte Keramikpulver und das vierte Keramikpulver miteinander vermischt.

Tabelle 4

PROBE NR.	MENGE ERSTER KERAMIK (Mg_2SiO_4) (GEW.-PROZ.)	GLAS		ZWEITE KERAMIK		MENGE DRITTER KERAMIK (BaZrO_3) (GEW.-PROZ.)	VIERTE KERAMIK	
		ART	MENGE (GEW.-PROZ.)	SrTiO_3 MENGE (GEW.-PROZ.)	TiO_2 MENGE (GEW.-PROZ.)		ART (GEW.-PROZ.)	MENGE (GEW.-PROZ.)
44	69,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	SrZrO_3	5,0
61	69,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	Al_2O_3	5,0
62	64,0	G33	10,0	5,0	1,0	10,0	Al_2O_3	10,0

[0146] In Tabelle 4 und 5 wird die in Tabelle 2 und 3 gezeigte Probe 44 erneut als Bezugswert gezeigt. Ferner verwendeten die mit * versehenen Proben 61 und 62 das Al_2O_3 -Pulver als viertes Keramikpulver, und die Glaskeramikkonzumensatzungen derselben lagen außerhalb des erfindungsgemäßen Bereichs.

[0147] Als Nächstes wurden wie in dem experimentellen Beispiel 1 die relative Dielektrizitätskonstante (ϵ_r), der Qf-Wert, der Temperaturkoeffizient (τ_f) der Resonanzfrequenz, die Isolierzuverlässigkeit, die Änderungsrate der Kapazität und die Biegefestigkeit der Glaskeramikkonzumensatzung jeder in Tabelle 4 gezeigten Probe beurteilt. Die Ergebnisse werden in Tabelle 5 gezeigt.

Tabelle 5

PROBE NR.	ϵ_r	Qf [GHz]	τ_f [ppm·°C ⁻¹]	ISOLIER- ZUVER- LÄSSIG- KEIT	ÄNDERUN- GSRATE DER KAPA- ZITÄT [%]	BIEGE- FESTIGKEIT [MPa]
44	8,8	30000	0,1	O	0,00	318
61	8,3	23000	-1,5	x	0,63	310
62	8,4	20000	-2,1	x	1,22	315

[0148] Wie in Tabelle 5 gezeigt konnte gemäß Probe 44 innerhalb des Bereichs der vorliegenden Erfindung, wobei das SrZrO₃-Pulver als viertes Keramikpulver verwendet wurde, Brennen bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger durchgeführt werden, die Isolierzuverlässigkeit war ausgezeichnet, die Änderung der Kapazität war klein (Änderungsrate der Kapazität: 0,3% oder weniger), es wurde ein hoher Qf-Wert gezeigt (Qf \geq 10.000 GHz), ein stabiles τ_f ($\tau_f \leq \pm 30$ ppm/°C) wurde gezeigt und es wurde auch eine hohe Biegefestigkeit gezeigt.

[0149] Gemäß den Proben 61 und 62 dagegen, bei denen das Al₂O₃-Pulver als viertes Keramikpulver verwendet wurde, war die Isolierzuverlässigkeit schlecht, wenngleich eine relativ hohe Biegefestigkeit gezeigt wurde. Man nimmt an, dass der Grund dafür darin liegt, dass im Fall von Al₂O₃ ein Glas mit schlechter Zuverlässigkeit ausgebildet wird, da der Großteil von Al₂O₃ mit dem Glas reagiert und sich darin auflöst.

[0150] Im Fall von SrZrO₃ wie in der vorstehend beschriebenen Probe 44 wird eine feste Lösung (Ba,Sr)ZrO₃ in Kombination mit BaZrO₃, das als Füllstoff enthalten ist, gebildet und kann in einer Keramik stabil vorhanden sein. Somit glaubt man, dass die mechanische Festigkeit verbessert werden kann, während elektrische Eigenschaften, die im Wesentlichen denen einer Probe entsprechen (beispielsweise Probe 47 in dem experimentellen Beispiel 1), bei der kein SrZrO₃ zugegeben wird, beibehalten werden.

[Experimentelles Beispiel 3]

[0151] Wenn das mehrschichtige Keramiksubstrat **2** des in [Fig. 1](#) und [Fig. 2](#) gezeigten keramischen Mehrschicht-Moduls **1** hergestellt wird, werden Eigenschaften gemeinsamen Sinterns der Glaskeramiksichten **3** mit einer niedrigen Dielektrizitätskonstante, die durch Verwenden der erfindungsgemäßen Glaskeramikzusammensetzung gebildet werden, und der hochdielektrischen Keramikschichten **4**, die durch Verwenden einer hochdielektrischen Keramikzusammensetzung gebildet werden, ein wichtiges Thema, und in dem experimentellen Beispiel 3 wurden die vorstehend beschriebenen Eigenschaften gemeinsamen Sinterns untersucht.

[0152] Als hochdielektrische Keramikzusammensetzung für hochdielektrische Keramikschichten wurden die Glassorten G101, G102 und G103 mit den in Tabelle 6 gezeigten Zusammensetzungen erzeugt. Ferner wurden Keramikpulver, die in der Spalte „Keramik“ in Tabelle 7 gezeigt sind, erzeugt.

Tabelle 6

GLAS- MARKE	SiO ₂ [GEW.- PROZ.]	B ₂ O ₃ [GEW.- PROZ.]	RO [GEW.-PROZ.]				Li ₂ O [GEW.- PROZ.]	ZnO [GEW.- PROZ.]
			MgO	CaO	SrO	BaO		
G101	25,0	20,0	25,0	10,0	5,0	0	5,0	10,0
G102	25,0	20,0	25,0	0	15,0	0	5,0	10,0
G103	25,0	20,0	25,0	0	5,0	10,0	5,0	10,0

Tabelle 7

PROBE NR.	KERAMIK		GLAS	
	ART	MENGE (GEW.- PROZ.)	ART	MENGE (GEW.- PROZ.)

101	CaZrO ₃	95,0	G101	5,0
102	SrZrO ₃	95,0	G102	5,0
103	BaZrO ₃	95,0	G103	5,0
104	0,15BaO-0,60TiO ₂ -0,25NdO	90,0	G103	10,0
105	0,156BaO-0,60TiO ₂ -0,25SmO	90,0	G103	10,0
106	0,156aO-0,60TiO ₂ -0,25LaO	90,0	G103	10,0

[0153] Als Nächstes wurden gemäß der Zusammensetzung und dem Mischverhältnis, die in Tabelle 7 gezeigt sind, das Keramikpulver und das Glaspulver miteinander vermischt, so dass Glaskeramikzusammensetzungen (nachstehend jeweils als „zweite Glaskeramik“ bezeichnet) mit einer hohen Dielektrizitätskonstante der Proben 101 bis 106 erhalten wurden.

[0154] Wie in Tabelle 8 gezeigt wurde als Nächstes die Glaskeramikzusammensetzung (nachstehend als „erste Glaskeramik“ bezeichnet) von Probe 50, die in dem experimentellen Beispiel 1 gebildet wurde, als erfindungsgemäße Glaskeramikzusammensetzung mit einer niedrigen Dielektrizitätskonstante verwendet, und die zweite Glaskeramik jeder der Proben 101 bis 106 wurde kombiniert mit der vorstehenden Glaskeramikzusammensetzung verwendet, so dass die Eigenschaften gemeinsamen Sinterns der ersten Glaskeramik und der zweiten Glaskeramik beurteilt wurden.

[0155] Insbesondere wurde drei Glaskeramiksichten mit jeweils einer Dicke von 50 µm und aus der ersten Glaskeramik gebildet sowohl auf die obere als auch untere Fläche eines Laminats laminiert, das durch Laminiieren von fünf Glaskeramiksichten mit jeweils einer Dicke von 50 µm und aus der zweiten Glaskeramik gebildet ausgebildet war, gefolgt von Verpressen, so dass ein Verbundlaminat gebildet wurde. Anschließend wurde dieses Verbundlaminat gebrannt und es wurden zwei Arten von gemeinsam gesinterten Körpern mit einer Größe von 10 mm im Quadrat und einer Größe von 100 mm im Quadrat erhalten.

[0156] Nachdem ein mittlerer Querschnitt jeder Probe Polieren unterzogen wurde und dann mit einem Metallmikroskop untersucht wurde, wurden als Nächstes die Fehler (Poren, Risse und Ablättern) beurteilt. In Tabelle 8 wird die Erzeugung von Fehlern durch „x“ gezeigt und kein Erzeugen von Fehlern wird durch „O“ gezeigt.

Tabelle 8

PROBE NR.	PROBE NR. AUS ERSTER GLASKERAMIK	PROBE NR. AUS ZWEITER GLASKERAMIK	EIGENSCHAFTEN GEMEINSAMEN SINTERNEN	
			10 mm□	10 mm□
201	50	101	O	O
202	50	102	O	O
203	50	103	O	O
204	50	104	O	x
205	50	105	O	x
206	50	106	O	x

[0157] Solange ein gemeinsam gesintert Körper mit einer Größe von 10 mm im Quadrat erhalten werden sollte, wurden wie aus Tabelle 8 ersichtlich durch Verwenden von beliebigen zweiten Glaskeramiken der Proben 101 bis 106, die jeweils die in Tabelle 7 gezeigte Zusammensetzung hatten, ausgezeichnete Eigenschaften gemeinsamen Sinterns bei der ersten erfindungsgemäßen Glaskeramik gezeigt.

[0158] Wenn insbesondere bei den in Tabelle 7 gezeigten Proben 101 bis 103 die in der zweiten Glaskeramik enthaltene Keramik eine Zirkonatkeramik war, wurden, selbst wenn ein gemeinsam gesintert Körper mit einer Größe von 100 mm im Quadrat erhalten werden sollte, ausgezeichnete Eigenschaften gemeinsamen Sinterns bei der ersten erfindungsgemäßen Glaskeramik gezeigt.

ZITATE ENTHALTEN IN DER BESCHREIBUNG

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde automatisiert erzeugt und ist ausschließlich zur besseren Information des Lesers aufgenommen. Die Liste ist nicht Bestandteil der deutschen Patent- bzw. Gebrauchsmusteranmeldung. Das DPMA übernimmt keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

Zitierte Patentliteratur

- JP 2000-344571 [[0006](#), [0015](#)]
- WO 2005/082806 [[0015](#)]
- JP 2001-80959 [[0083](#)]
- JP 2002-97072 [[0083](#)]
- JP 11-310455 [[0083](#)]
- JP 11-228222 [[0083](#)]

Patentansprüche

1. Glaskeramikzusammensetzung, welche umfasst:
ein erstes Keramikpulver, das Forsterit als Hauptbestandteil enthält;
ein zweites Keramikpulver, das ein Keramikpulver, das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthält, und/oder ein Keramikpulver, das Titanoxid als Hauptbestandteil enthält, umfasst;
ein drittes Keramikpulver, das BaZrO₃ als Hauptbestandteil enthält;
ein viertes Keramikpulver, das SrZrO₃ als Hauptbestandteil enthält; und
ein Borsilikatglas, das 3 bis 15 Gewichtsprozent Lithium in Form von Li₂O, 20 bis 50 Gewichtsprozent Magnesium in Form von MgO, 15 bis 30 Gewichtsprozent Bor in Form von B₂O₃, 10 bis 35 Gewichtsprozent Silizium in Form von SiO₂ und 6 bis 20 Gewichtsprozent Zink in Form von ZnO enthält und auch mindestens einen Zusatzbestandteil gewählt aus der Gruppe bestehend aus Calciumoxid Bariumoxid und Strontiumoxid enthält, wobei, wenn der Anteil des in dem Borsilikatglaspulver enthaltenen Zusatzbestandteils durch das darin eingenommene Verhältnis wiedergegeben wird, der untere Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils insgesamt 5 Gewichtsprozent beträgt, wenn Calciumoxid, Bariumoxid und Strontiumoxid in Form von CaO, BaO bzw. SrO berechnet werden, und als oberer Grenzwert des Anteils des Zusatzbestandteils der Anteil an Calciumoxid 15 Gewichtsprozent in Form von CaO beträgt, der Anteil an Bariumoxid 25 Gewichtsprozent in Form von BaO beträgt und der Anteil an Strontiumoxid 25 Gewichtsprozent in Form von SrO beträgt, wobei, wenn das zweite Keramikpulver das Strontiumtitanat als Hauptbestandteil enthaltende Keramikpulver umfasst, der Anteil an Strontiumtitanat in dem Bereich von 3 bis 13 Gewichtsprozent in Form von SrTiO₃ liegt, und, wenn das zweite Keramikpulver das Titanoxid als Hauptbestandteil enthaltende Keramikpulver umfasst, der Anteil an Titanoxid in dem Bereich von 0,3 bis 10 Gewichtsprozent in Form von TiO₂ liegt, wobei das dritte Keramikpulver in einer Menge von 2 bis 20 Gewichtsprozent enthalten ist, wobei das vierte Keramikpulver in einer Menge von über 2 bis 20 Gewichtsprozent enthalten ist und wobei das Borsilikatglaspulver in einer Menge von 3 bis 20 Gewichtsprozent enthalten ist.
2. Glaskeramik-Sinterkörper, der durch einen folgende Schritte umfassenden Prozess erhalten ist: Ausbilden der Glaskeramikzusammensetzung nach Anspruch 1 zu einer vorbestimmten Form; und Ausführen von Brennen bei einer Temperatur von 1.000°C oder weniger.
3. Keramisches Mehrschicht-Elektronikbauteil, welches umfasst: aneinander laminierte Glaskeramiksichten; und den Glaskeramiksichten zugeordnet vorgesehene Drahtleiter, wobei die Glaskeramiksichten jeweils aus dem Glaskeramik-Sinterkörper nach Anspruch 2 gebildet sind und die Drahtleiter Kupfer oder Silber als Hauptbestandteil enthalten.

Es folgen 5 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

FIG. 1

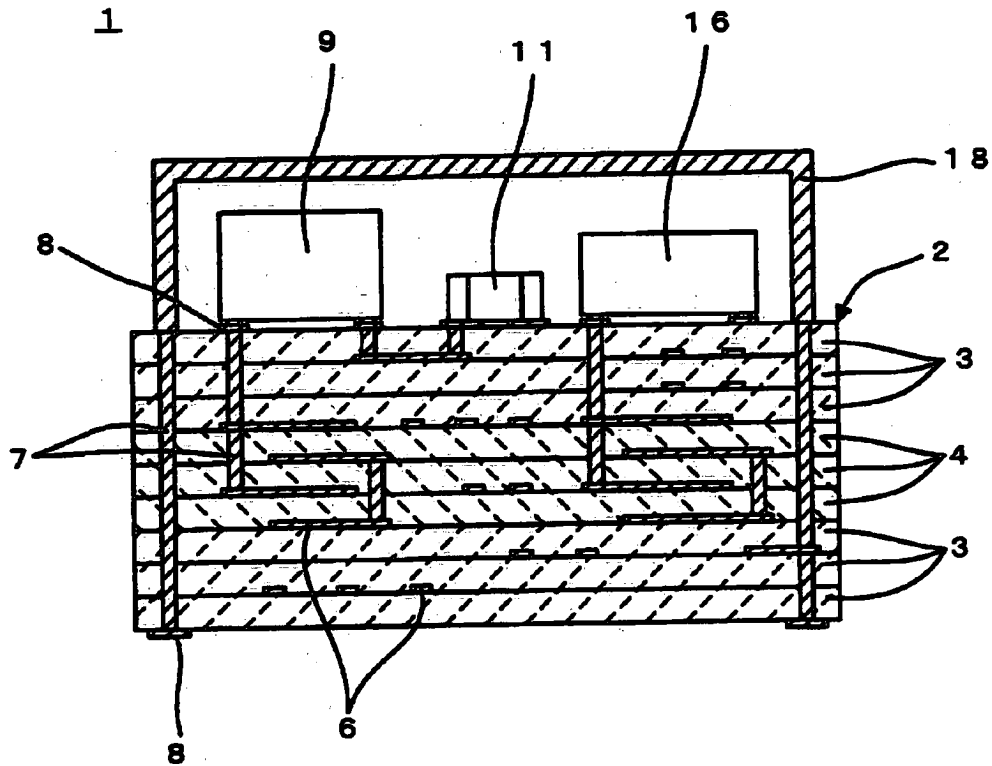


FIG. 2

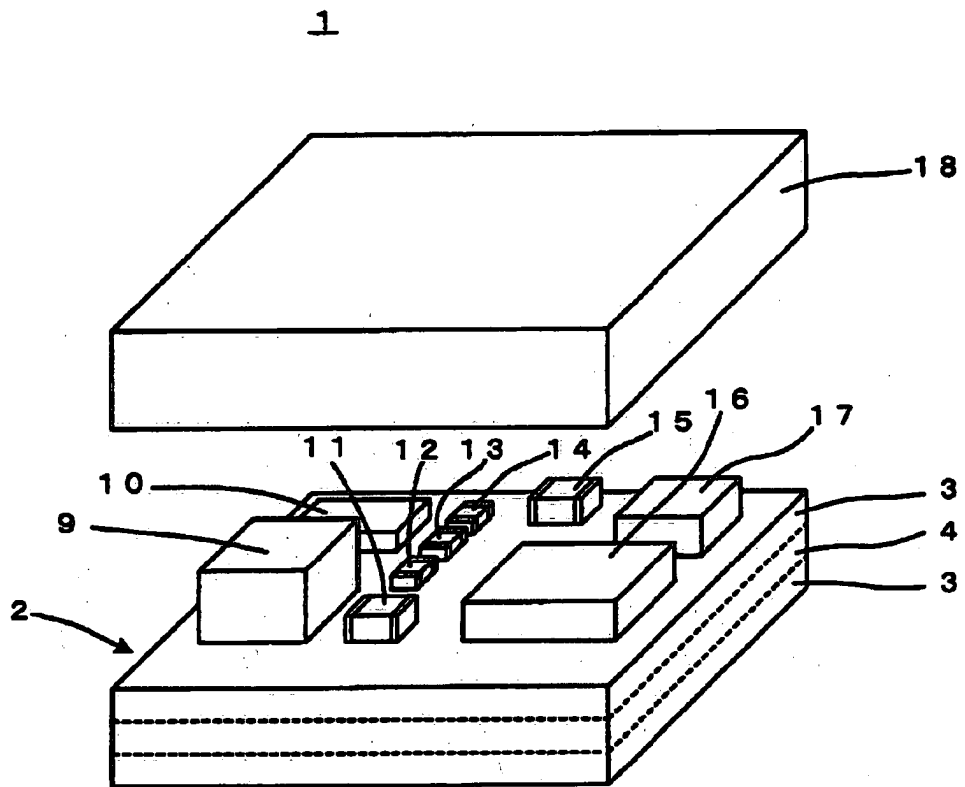


FIG. 3

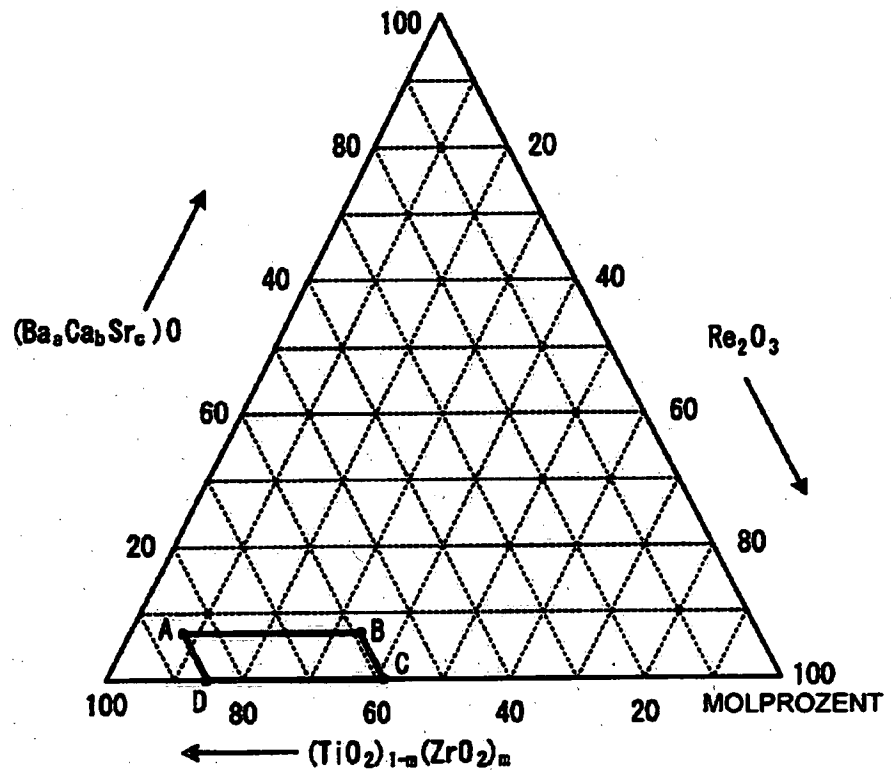


FIG. 4

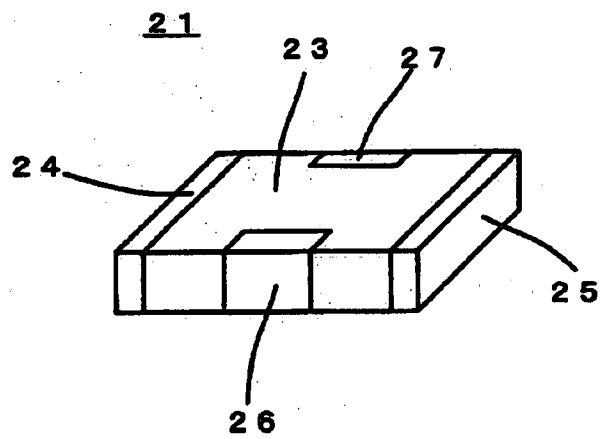


FIG. 5

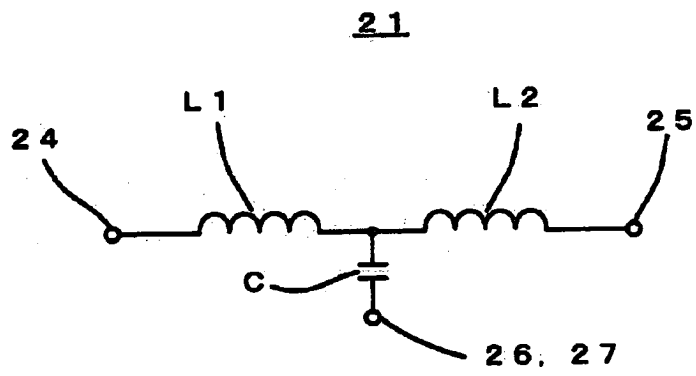


FIG 6

