



Erfindungspatent für die Schweiz und Liechtenstein

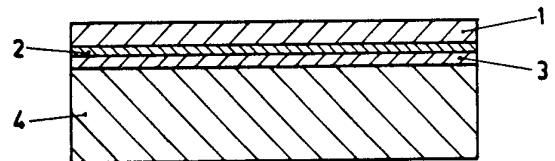
Schweizerisch-liechtensteinischer Patentschutzvertrag vom 22. Dezember 1978

⑫ **PATENTCHRIFT** A5

<p>⑳ Gesuchsnummer: 3275/84</p> <p>㉒ Anmeldungsdatum: 06.07.1984</p> <p>㉔ Patent erteilt: 31.03.1987</p> <p>④⑤ Patentschrift veröffentlicht: 31.03.1987</p>	<p>⑦③ Inhaber: BBC Aktiengesellschaft Brown, Boveri & Cie., Baden</p> <p>⑦② Erfinder: Gobrecht, Jens, Dr., Gebenstorf Neidig, Arno, Dr., Plankstadt (DE)</p>
---	--

⑤④ **Metall-Keramik-Verbundelement und Verfahren zu dessen Herstellung.**

⑤⑦ Bei einem Metall-Keramik-Verbundelement aus Keramiksubstrat (4), eutektischer Zwischenschicht (2) und Metallschicht (1) werden die thermischen Eigenschaften durch Einsatz einer Nitridkeramik verbessert. Die Haftfestigkeit der Metallschicht (1) auf der Nitridkeramik wird durch eine Oxyd-Zwischenschicht (3) erreicht, die durch thermische Oxydation in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre auf die Nitridkeramik aufgebracht wird.



PATENTANSPRÜCHE

1. Metall-Keramik-Verbundelement mit einem Keramiksubstrat (4), einer darüberliegenden Metallschicht (1) und einer zwischen dem Keramiksubstrat (4) und der Metallschicht (1) liegenden eutektischen Zwischenschicht (2), dadurch gekennzeichnet, dass das Keramiksubstrat (4) aus einer Nitridkeramik besteht und zwischen der eutektischen Zwischenschicht (2) und dem Keramiksubstrat (4) eine Oxyd-Zwischenschicht (3) angeordnet ist.

2. Verbundelement nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Nitridkeramik aus AlN oder Si_3N_4 besteht.

3. Verbundelement nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Metallschicht (1) aus Cu und die eutektische Zwischenschicht (2) aus Cu und Cu_2O besteht.

4. Verbundelement nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Oxyd-Zwischenschicht eine Dicke von $0,2\text{--}5\ \mu\text{m}$ aufweist.

5. Verfahren zur Herstellung eines Metall-Keramik-Verbundelements nach Anspruch 1, bei welchem Verfahren eine Metallschicht (1) durch Bildung einer eutektischen Zwischenschicht (2) mit einem Keramiksubstrat (4) verbunden wird, dadurch gekennzeichnet, dass als Keramiksubstrat (4) eine Nitridkeramik verwendet wird und vor der Bildung der eutektischen Zwischenschicht (2) auf der der Metallschicht zugewandten Seite des Keramiksubstrats zunächst eine Oxyd-Zwischenschicht (3) erzeugt wird.

6. Verfahren nach Anspruch 5, dadurch gekennzeichnet, dass als Nitridkeramik eine AlN- oder Si_3N_4 -Keramik verwendet wird, und zur Erzeugung der Oxyd-Zwischenschicht (3) das Keramiksubstrat (4) in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre bei Temperaturen von mehr als $1000\ ^\circ\text{C}$ getempert wird.

7. Verfahren nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass als Nitridkeramik eine AlN-Keramik verwendet wird, und zur Erzeugung der Oxyd-Zwischenschicht (3) das Keramiksubstrat (4) in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre bei Temperaturen zwischen $1100\ ^\circ\text{C}$ und $1300\ ^\circ\text{C}$ für eine Zeit zwischen 5 und 60 Minuten getempert wird.

8. Verfahren nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass als sauerstoffhaltige Atmosphäre Luft oder reiner Sauerstoff verwendet wird.

9. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass als sauerstoffhaltige Atmosphäre Luft verwendet wird und das Keramiksubstrat (4) für ungefähr 30 Minuten bei einer Temperatur von ungefähr $1200\ ^\circ\text{C}$ getempert wird.

Die vorliegende Erfindung betrifft ein Metall-Keramik-Verbundelement gemäss dem Oberbegriff des Anspruchs 1 sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Verbundelements. Dieses Verbundelement ist z.B. bekannt aus der US-A 3 766 634.

In der Technik der Leistungshalbleiter und Hybridschaltungen bzw. Leistungsmodule finden zunehmend Metall-Keramik-Verbindungen Verwendung, die ohne Löten oder Kleben nach dem sogenannten «direct bonding»-Verfahren hergestellt werden (siehe z.B. US-A 3 994 430).

Bei diesem «direct bonding»-Verfahren wird eine Metallschicht mit einem darunterliegenden Keramiksubstrat durch eine eutektische Zwischenschicht fest verbunden. Die eutektische Zwischenschicht besteht aus einem Eutektikum, das aus dem Metall der Metallschicht (z.B. Cu) und einer entsprechenden Metallverbindung (z.B. Cu_2O) gebildet wird und dessen Schmelzpunkt unterhalb dem des reinen Metalls liegt.

Bei der Herstellung der Verbindung wird die Metallschicht in Form einer Folie auf das Keramiksubstrat gelegt

und die so gebildete Schichtanordnung auf eine Temperatur zwischen der eutektischen Temperatur und der Schmelztemperatur des reinen Metalls erhitzt. Eine das Keramiksubstrat benetzende, flüssige eutektische Zwischenschicht bildet sich unter diesen Bedingungen dann aus, wenn die Erhitzung entweder in einer reaktiven Atmosphäre erfolgt (US-A 3 766 634) oder, wie im Falle einer Cu-Metallschicht, der benötigte Sauerstoff durch vorherige Oxidation der Cu-Folie in die Zwischenschicht eingebracht wird (US-A 3 994 430).

Mittels des bekannten Verfahrens sind mit Erfolg feste Verbindungen zwischen verschiedenartigen Metallschichten, insbesondere jedoch aus Cu, und Keramikschichten aus Al_2O_3 oder BeO hergestellt und z.B. als Substrate für Hybridschaltungen verwendet worden. Die Metallschicht wird in solchen Fällen strukturiert und bildet Leiterflächen und Leiterbahnen, auf welche dann diskrete Bauelemente aufgelötet werden. Die thermische Belastbarkeit einer solchen Hybridschaltung wird dabei im wesentlichen durch die Wärmeleitfähigkeit des Keramiksubstrats bestimmt, über das die in den Bauelementen entstehende Wärme an eine Kühlfläche oder die Umgebung abgegeben wird.

Sowohl bei integrierten Schaltungen wie auch in Modulen der Leistungselektronik werden jedoch die Flächen der Aktivteile und die pro Flächeneinheit abzuführende Verlustleistung ständig grösser. Diese Zunahme in der thermischen Belastung stellt an die thermische Ankopplung der Bauelemente und damit an die thermischen Eigenschaften des Keramiksubstrats erhöhte Anforderungen.

Die konventionelle Technik, bei der (z.B. durch «direkt bonding») metallisierte Al_2O_3 -Keramiksubstrate als Träger diskreter Bauelemente oder Chips verwendet werden, stösst heute bereits an ihre Grenzen. Die Gründe hierfür liegen in der relativ kleinen Wärmeleitfähigkeit von Al_2O_3 -Keramik von etwa $20\text{--}25\ \text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ sowie darin, dass der thermische Ausdehnungskoeffizient mehr als doppelt so gross ist wie der des gebräuchlichsten Halbleitermaterials Silizium. Die Verwendung der thermisch besser leitenden BeO-Keramik anstelle von Al_2O_3 ist wegen der Giftigkeit des bei der Bearbeitung anfallenden Staubes im Normalfall mit Schwierigkeiten verbunden.

Aus den genannten Gründen erhalten seit kurzem Keramikwerkstoffe grosse Beachtung, die neben einer hohen Wärmeleitfähigkeit einen kleinen Wärmeausdehnungskoeffizienten und eine gute elektrische Isolationsfähigkeit aufweisen. Zu diesen Keramikwerkstoffen gehören die Nitridkeramiken, insbesondere AlN und Si_3N_4 . Gerade die Aluminiumnitrid-Keramik zeichnet sich durch eine Wärmeleitfähigkeit von etwa $100\ \text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ aus, die viermal höher ist, als die der bisher verwendeten Al_2O_3 -Keramik.

Die Verwendung von Nitridkeramiken als metallisierte Substrate für die Montage von Leistungsbaulementen wirft jedoch Probleme auf, weil herkömmliche Metallisierungsverfahren, insbesondere das beschriebene «direct bonding»-Verfahren, nicht zu einer hinreichend festen Metall-Keramik-Verbindung führen. Gerade die technologisch wichtige Cu-Keramik-Direktverbindung mit der bekannten Schichtfolge Cu-Metallschicht, eutektische Zwischenschicht aus Cu- Cu_2O und Keramiksubstrat ist für ein Keramiksubstrat aus Nitridkeramik wegen mangelnder Haftfestigkeit ungeeignet.

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein Metall-Keramik-Verbundelement zu schaffen, das sich gegenüber dem bekannten Metall- Al_2O_3 -Verbundelement bei im wesentlichen unverminderter mechanischer Festigkeit durch eine deutlich verbesserte Wärmeleitfähigkeit auszeichnet, sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Verbundelements anzugeben.

Die Aufgabe wird bei einem Metall-Keramik-Verbundelement der eingangs genannten Art durch die Merkmale aus

dem Kennzeichen des Anspruchs 1 gelöst. Das Herstellungsverfahren ist durch die Merkmale des Anspruchs 5 gekennzeichnet.

Der Kern der Erfindung besteht darin, ein Keramiksubstrat aus einer Nitridkeramik vorzusehen und die Haftigenschaften zwischen Nitridkeramik und der eutektischen Zwischenschicht durch eine Oxyd-Zwischenschicht zu verbessern, die mit der Nitridkeramik fest verbunden ist und von der eutektischen Zwischenschicht benetzt wird.

Das Herstellungsverfahren sieht die Verwendung einer Nitridkeramik als Substrat vor, die zunächst durch einen Temperprozess in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre mit einer Oxyd-Zwischenschicht überzogen wird und anschliessend in an sich bekannter Weise metallisiert werden kann.

Die Erfindung soll nun nachfolgend im Zusammenhang mit der Zeichnung anhand eines Ausführungsbeispiels näher erläutert werden. Es zeigen:

Fig. 1 die Schichtenfolge eines erfindungsgemässen Metall-Keramik-Verbundelements;

Fig. 2A-D die verschiedenen Stadien bei der Herstellung eines erfindungsgemässen Metall-Keramik-Verbundelements.

Die Schichtenfolge des erfindungsgemässen Metall-Keramik-Verbundelements ist in Fig. 1 dargestellt. Auf einem Keramiksubstrat 4 aus Nitridkeramik ist eine aufgewachsene Oxyd-Zwischenschicht 3 angeordnet, die in dem nachfolgend noch näher beschriebenen Verfahren durch Temperung des Keramiksubstrats 4 in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre bei über 1000 °C hergestellt worden ist. Die Oxyd-Zwischenschicht 3 ist aufgrund der Herstellungsart mit dem Keramiksubstrat 4 fest verbunden und wirkt wegen ihres Oxydgehalts wie die Oberfläche der bekannten Al₂O₃- oder BeO-Keramik, d.h. wird von einer nachfolgenden eutektischen Zwischenschicht 2 im flüssigen Zustand während des «direct bonding»-Prozesses benetzt.

Die nach der Abkühlung erstarrte eutektische Zwischenschicht 2 bewirkt eine feste Verbindung zwischen der Oxyd-Zwischenschicht 3 und einer oberliegenden Metallschicht 1, die strukturiert sein kann und z.B. Leiterbahnen und -flächen für aktive Bauelemente bildet.

Das Keramiksubstrat 4 besteht vorzugsweise aus AlN oder Si₃N₄, wobei sich Aluminiumnitrid gegenüber Siliziumnitrid durch eine höhere Wärmeleitfähigkeit auszeichnet. Andere geeignete Nitride können jedoch ebenfalls Verwendung finden.

Die eutektische Zwischenschicht 2 besteht aus einer eutektischen Legierung des Metalls der Metallschicht 1 und geeigneten Metallverbindungen. Beispiele für die Metalle und Metallverbindungen können aus der US-A 3 994 430 entnommen werden. Bevorzugt wird eine Metallschicht 1 aus Kupfer und eine eutektische Zwischenschicht 2 aus einer Cu-Cu₂O-Legierung, die sich durch eine relativ niedrige eutektische Temperatur von etwa 1065 °C auszeichnet.

Die genaue Zusammensetzung der Oxyd-Zwischenschicht 3 ist noch nicht geklärt. Der Sauerstoffanteil liegt jedoch deutlich über 50%, wobei die Sauerstoffatome entweder in Form von Al₂O₃ (bei AlN) bzw. SiO₂ (bei Si₃N₄) oder von Oxydnitriden gebunden sind.

Die Dicke der Oxyd-Zwischenschicht 3, die von der Zeit-

dauer der Temperung in der sauerstoffhaltigen Atmosphäre abhängt, muss oberhalb eines Minimalwertes liegen, um eine ausreichende Haftung zwischen Metallschicht 1 und Keramiksubstrat 4 zu gewährleisten. Sie sollte darüber hinaus nicht zu gross gewählt werden, weil sich die Wärmeleitfähigkeit durch die Schichtfolge der Fig. 1 mit zunehmender Dicke der Oxyd-Zwischenschicht verschlechtert. Ein bevorzugter Dickenbereich erstreckt sich von 0,2 µm bis etwa 5 µm.

Bei dem erfindungsgemässen Verfahren zur Herstellung des Metall-Keramik-Verbundelements mit verbesserter Wärmeleitfähigkeit wird gemäss Fig. 2A von dem Keramiksubstrat 4 aus Nitridkeramik ausgegangen.

Auf dem Keramiksubstrat 4 wird durch thermische Oxydation die Oxyd-Zwischenschicht 3 erzeugt (Fig. 2B). Dabei geht man folgendermassen vor: Das Keramiksubstrat 4 wird gereinigt, getrocknet und dann in einem Ofen bei Temperaturen zwischen 1100 °C und 1300 °C für eine Zeit von 5 bis 60 Minuten in Luft oder reinem Sauerstoff geglüht (getempert). Dabei bildet sich an der Oberfläche der Nitridkeramik die dünne, fest haftende Oxyd-Zwischenschicht. Je länger getempert wird, bzw. je höher die Temper-Temperatur ist, desto grösser wird die Dicke der Oxyd-Zwischenschicht 3, so dass sich durch Einstellung der Parameter Temperatur und Zeit die Dicke problemlos steuern lässt.

Für die nachfolgende Metallisierung des Keramiksubstrats 4 nach dem bekannten «direct bonding»-Verfahren muss diese Dicke, wie bereits erwähnt, einen gewissen Minimalwert überschreiten, da beim Bondvorgang die Oxyd-Zwischenschicht teilweise in der flüssigen eutektischen Zwischenschicht gelöst wird.

Für die thermische Oxydation von AlN-Substraten haben sich dabei die folgenden Parameter besonders bewährt:

Temperatur:	30 Minuten
Temperatur:	1200 °C
Atmosphäre:	Luft

Nach der Erzeugung der Oxyd-Zwischenschicht 3 gemäss Fig. 2B kann das Keramiksubstrat 4 in bekannter Weise durch «direct bonding» metallisiert werden. Dies ist in Fig. 2C beispielhaft für das Aufbringen einer Cu-Folie nach dem aus US-A 3 994 430 bekannten Verfahren dargestellt.

In diesem Fall wird auf die Oxyd-Zwischenschicht 3 des thermisch oxydierten Keramiksubstrats 4 eine voroxydierte Cu-Folie gelegt, die aus der Metallschicht 1 und einer Metalloxydschicht 5 besteht. Durch Erhitzen auf Temperaturen oberhalb der eutektischen Temperatur (bei Cu-Cu₂O: 1065 °C) bildet sich gemäss Fig. 2D die eutektische flüssige Zwischenschicht 2 aus, so dass nach dem Abkühlen die aus Fig. 1 bereits bekannte Schichtfolge entsteht.

Die Metallisierung ist naturgemäss nicht auf das hier beispielhaft angeführte Verfahren beschränkt, sondern kann mit allen Methoden durchgeführt werden, die bereits aus der Technologie der Oxydkeramiken bekannt sind.

Die mit der Oxyd-Zwischenschicht auf der Nitridkeramik erreichte Haftfestigkeit der Metallschicht ist vergleichbar mit der auf Al₂O₃-Keramik, so dass mit der Erfindung auf einfache Weise Metall-Keramik-Verbundelemente zur Verfügung gestellt werden können, die in ihren thermischen Eigenschaften bei gleichbleibender mechanischer Festigkeit deutlich überlegen sind.

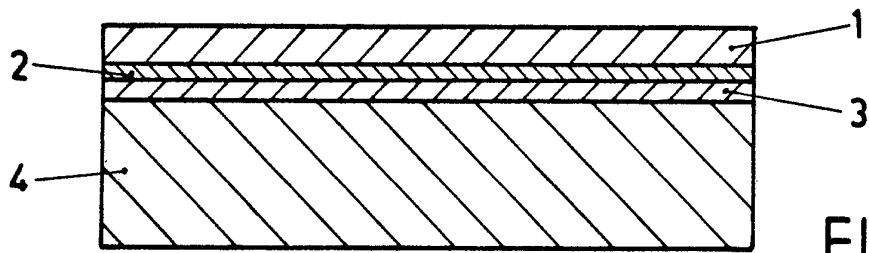


FIG. 1

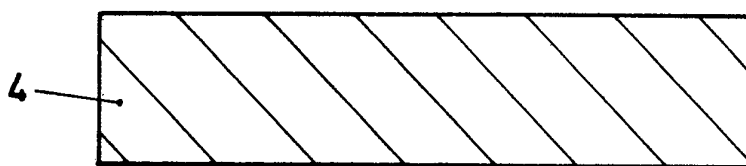


FIG. 2A

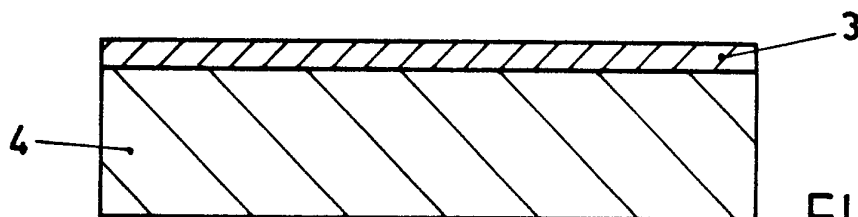


FIG. 2B

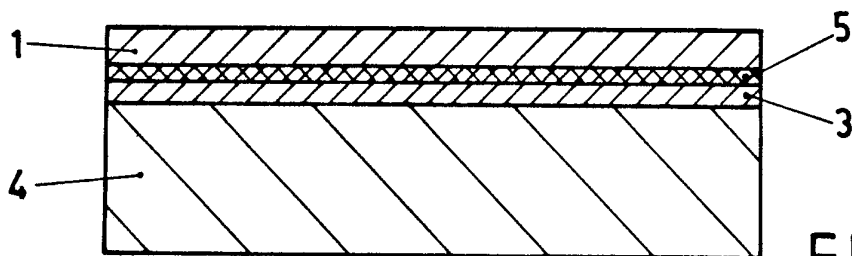


FIG. 2C

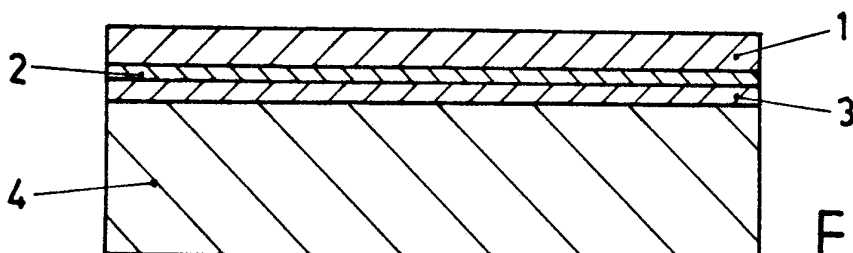


FIG. 2D