

BAM Bundesanstalt
für Materialforschung
und -prüfung, Berlin

Forschungsbericht 178

**Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven
Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers
für Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C**

von Dr. Götz Andreae
Dipl.-Ing. Jürgen Knapp
Gottfried Niessen



Berlin 1991

Aufgaben der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Die Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung ist als Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich des Bundesministers für Wirtschaft das technisch-wissenschaftliche Staatsinstitut der Bundesrepublik Deutschland für Werkstoffwissenschaften, Materialprüfung und Chemische Sicherheitstechnik. Dieser Komplex stellt in allen Industrieländern einen technologischen Schlüsselbereich dar, da Materialien als Konstruktions- und Funktionswerkstoffe die Grundlage der gesamten Technik bilden. Die Materialforschung, die zuverlässige, normgerechte und neutrale Prüfung sowie die sicherheitstechnische Beurteilung von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen sind wesentliche Voraussetzungen für eine leistungs- und wettbewerbsfähige Wirtschaft im Hinblick auf die Anforderungen an Qualität und Zuverlässigkeit technischer Produkte, Umweltschutzanforderungen und die Notwendigkeit der sparsamen Verwendung von Rohstoffen und Energie.

Die Ursprünge der BAM reichen bis in das Jahr 1870 zurück, in dem durch Erlaß des damaligen Preußischen Ministeriums für Handel, Gewerbe und öffentliche Arbeiten die Gründung einer Mechanisch-Technischen Versuchsanstalt bei der Gewerbeakademie beschlossen wurde. 1895 erfolgte die Angliederung der im Jahre 1875 eingerichteten Prüfungsstation für Baumaterialien als neue Abteilung der Versuchsanstalt. Im Jahre 1904 kam es darüber hinaus zur Zusammenlegung mit der 1877 errichteten Chemisch-Technischen Versuchsanstalt zum Königlichen Materialprüfungsamt. Dessen erster Direktor, Adolf Martens (1850—1914), trat u. a. als Entdecker des nach ihm benannten Martensit-Gefüges von Stahl und als Mitbegründer sowie Vorsitzender (1896—1913) des „Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik“ hervor. Das Königliche Materialprüfungsamt, das im Jahre 1907 eine selbständige Behörde geworden war, wurde nach dem Ersten Weltkrieg dem Preußischen Ministerium für Wissenschaft, Kunst und Volksbildung unterstellt. Es bestand als Staatliches Materialprüfungsamt (MPA) — bei ständiger Erweiterung seiner Aufgabenbereiche und Angliederung anderer Institutionen, wie z. B. der Reichs-Röntgenstelle — bis 1945.

Nach dem Zweiten Weltkrieg wurde dem MPA die im Jahre 1889 errichtete Chemisch-Technische Reichsanstalt (CTR) angeschlossen. Diese vereinigten Institutionen erhielten im Jahre 1954 den Status einer Bundesanstalt im Geschäftsbereich des Bundesministers für Wirtschaft, die seit 1956 den Namen „Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)“ trägt und ab 1. 1. 1987 „Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)“ heißt.

Die Aufgaben der BAM wurden durch einen Erlaß des Bundesministers für Wirtschaft vom 1. September 1964 letztmalig festgelegt. Danach hat die Bundesanstalt die Aufgabe, Werkstoff- und Materialforschung entsprechend ihrer Zweckbestimmung zu betreiben und die Materialprüfung sowie die Chemische Sicherheitstechnik stetig weiter zu entwickeln. Die Ergebnisse ihrer und fremder wissenschaftlicher Arbeiten hat die Bundesanstalt zu sammeln, zu ordnen und der Allgemeinheit zugänglich und nutzbar zu machen. Für das Land Berlin hat die Bundesanstalt die Aufgaben eines staatlichen Materialprüfungsamtes. Auf Antrag steht die BAM Industriefirmen, Wirtschaftsverbänden, Verbrauchereinrichtungen sowie privaten Antragstellern zur Verfügung. Außerdem berät sie Bundesministerien und unterstützt Verwaltungsbehörden sowie Gerichte. Mit Institutionen ähnlicher Zielsetzung des In- und Auslandes, insbesondere den nationalen Schwesterinstituten, arbeitet die BAM eng zusammen. Daneben ist sie in die technische Zusammenarbeit mit verschiedenen Entwicklungsländern eingebunden. Die Mitarbeiter der Bundesanstalt wirken in zahlrei-

chen Fachgremien, gesetzgebenden Körperschaften und normensetzenden Institutionen an der Aufstellung von technischen Regeln und Sicherheitsbestimmungen mit und vertreten die Bundesrepublik Deutschland in internationalen und supranationalen Einrichtungen.

Aufgrund des Gesetzes über explosionsgefährliche Stoffe, des Gesetzes über die internationale Beförderung gefährlicher Güter auf der Straße, des Waffengesetzes sowie einer Reihe weiterer gesetzlicher Regelungen und Verordnungen hat die Bundesanstalt den Status einer Bundesoberbehörde. Damit erhalten die in diesem Zusammenhang erteilten Zulassungen, Richtlinien und Auflagen bundesweit gesetzlichen Charakter. Im Rahmen der genannten Gesetze obliegen der BAM u. a. die Prüfung von Stoffen und Konstruktionen für die Zulassung explosionsgefährlicher Stoffe und Sprengzubehör, die Zulassung der Bauart von Verpackungen und die Genehmigung der Beförderung von gefährlichen Gütern ohne Schutzbehälter. Ferner läßt die Bundesanstalt Raketenmunition und Geschosse mit pyrotechnischer Wirkung im zivilen Bereich zu und prüft die Vielzahl weiterer Produkte und Gegenstände im öffentlichen Interesse.

Mit nahezu 1.200 Mitarbeitern, darunter etwa 300 Wissenschaftlern unterschiedlicher naturwissenschaftlicher und technischer Fachrichtungen, befaßt sich die BAM in mehr als 100 Laboratorien damit, die chemischen, physikalischen und technologischen Eigenschaften von Werkstoffen zu bestimmen und Zusammenhänge zwischen Stoffkennwerten und Materialverhalten beim praktischen Einsatz aufzuklären. Dadurch werden Rohstoffe und Werte erhalten, Schäden vermindert und Unfälle verhütet. Das Arbeitsgebiet schließt alle technischen Materialien ein: Metalle, anorganische nichtmetallische Stoffe, insbesondere Baustoffe und keramische Werkstoffe, organische Stoffe wie Kautschuk, Kunststoffe, Textilien, Leder, Papier, Holz, aber auch Verbundwerkstoffe, technische Fluide und Gase sowie feste, flüssige und gasförmige explosionsfähige Stoffe. Für die Untersuchung von Materialien unter den verschiedensten Beanspruchungen, z. B. mechanischer, thermischer, tribologischer, chemischer, korrosiver oder biologischer Art, werden unterschiedlichste Meß-, Prüf- und Analysetechniken einschließlich zerstörungsfreier Prüfverfahren und Computertechniken eingesetzt. Durch Forschung und Entwicklung, Prüfung und Untersuchung sowie Beratung und Information dient die BAM dem Ziel, die Leistungsfähigkeit der Wirtschaft zu fördern, die technisch-wissenschaftlichen Erkenntnisse zu erweitern sowie die Lebensbedingungen zu sichern und zu verbessern.

Die Arbeitsergebnisse der BAM werden — soweit sie nicht vertraulicher Natur sind — in eigenen Publikationsreihen veröffentlicht:

- den „BAM-ZULASSUNGEN“, die jährlich mit 4 Ausgaben erscheinen und in denen die amtlichen Zulassungen der BAM veröffentlicht werden;
- dem Jahresbericht, der die Arbeitsschwerpunkte und die wichtigsten Erträge des jeweils vorausgegangenen Jahres ausführlich dokumentiert;
- den Forschungsberichten, die in unregelmäßiger Folge die Resultate wichtiger BAM-Forschungsvorhaben präsentieren.

Für weitere Information steht gerne BAM — 7.1 „Information und Öffentlichkeitsarbeit“, Tel.: 030 / 8104 7100, zur Verfügung.

ISSN 0938-5553

ISBN 3-89429-091-9

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Forschungsbericht 178

Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers für Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C

von Dr. Götz Andreae
Dipl.-Ing. Jürgen Knapp
Gottfried Niessen

Berlin 1991

70 Seiten, 76 Abbildungen, 1 Tabelle

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d
Telefax (030) 811 20 29 Teletex 2 627-308 372 = bamb

Copyright © 1991 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon (0471) 46093-95

Kurzfassung

Im vorliegenden Bericht werden Möglichkeiten und Grenzen der kapazitiven Sensorik zur Messung von Dehnungen und Verschiebungen bei Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C beschrieben. Es wird gezeigt, daß selbst das nicht auf einem Festkörpereffekt beruhende kapazitive Verfahren noch unterhalb 1000 °C infolge der sinkenden Isolationswiderstände von Aufnehmern und Kabeln - verursacht besonders durch die thermische Ionisierung der Luft, d. h. also aus physikalischen Gründen - unbrauchbar wird.

Vorgestellt werden 2 kapazitive Aufnehmer - einer nach dem Prinzip der variablen Fläche, der andere nach dem Prinzip des variablen Abstandes -, die bis an die Grenze des physikalisch Möglichen, das heißt ca. 900 °C, einsetzbar sind. Ihre Eigenschaften, insbesondere das Driftverhalten, werden beschrieben.

Im Rahmen der Entwicklung wurden ferner Möglichkeiten und Grenzen reaktiven Lötens von Keramik/Keramik sowie Keramik/Metall aufgezeigt und die Problematik der Erzeugung hochtemperaturfester metallischer Sputterschichten sowie deren Kontaktierung untersucht.

Zum Anschluß elektrischer Hochtemperaturaufnehmer wurde ein neues Hochtemperaturkabel entwickelt, das handelsüblichen Kabeln überlegen und überdies leicht und billig herstellbar ist.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß es für hohe Temperaturen - insbesondere solche > 500 °C - keine Universalaufnehmer gibt. Vielmehr ist jeweils unter Berücksichtigung aller Randbedingungen neu zu entscheiden, welches Meßverfahren unter den gegebenen Umständen am geeignetsten ist: Hochtemperatur-DMS, fluidische Aufnehmer, kapazitive Aufnehmer, "induktive" Aufnehmer der verschiedenen Prinzipien oder auch optische Aufnehmer.

Abstract

In this report the possibilities and limitations of capacitive sensors for strain and displacement at temperatures up to about 1000 °C are described. It is shown, that even the capacitive principle, although it is not based on a solid state effect, fails due to physical reasons, particularly by decreasing insulation in sensors and cables as well as by thermal ionization in air gaps.

Two capacitive sensors are presented, one of which is based on the principle of variable area, while the other one has variable distances, being applicable up to the physically possible limit, i. e. about 900 °C. The performance, particularly concerning offset drift, is described. This work includes investigations on the possibilities and limits of reactive soldering for ceramic/ceramic and ceramic/metal joints as well as on the high-temperature-stability of sputtered metal layers and electrical connections for such layers. As electrical connection for high-temperature sensors a new high-temperature cable was developed, which - compared with commercially available cables - has a better performance and furthermore can be produced easily at low cost.

Concluding it can be stated, that for high-temperature applications - particularly above 500 °C - "universal" transducers do not exist; each special application has its own limiting conditions, which are to be considered before a decision on the sensor principle can be made: high-temperature strain gages, fluidic sensors, capacitive sensors, the different types of "inductive" sensors or optical sensors.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Ausgangssituation und Ziel des Vorhabens	7
2. Die Forschungsergebnisse	10
2.1 Die Konstruktion	10
2.2 Das Lötproblem	19
2.3 Das Sputterproblem	35
2.4 Das Kontaktierungsproblem	41
2.5 Das Kabelproblem	51
2.6 Das allgemeine Isolationsproblem	54
2.7 Die Eigenschaften der Aufnehmer	59
3. Die Bedeutung der Forschungsergebnisse	61
Literatur	63

1. Ausgangssituation und Ziel des Vorhabens

Für die Entwicklung und Untersuchung von Hochtemperatur-Werkstoffen im Labor sowie für die Erprobung und Überwachung von heißen Bauteilen im Betrieb werden in zunehmendem Maße Sensoren benötigt, die für einen entsprechend großen Temperaturbereich ausgelegt sind. In den letzten Jahren sind metallische Werkstoffe mit maximalen Anwendungstemperaturen im Bereich von 1000 °C entwickelt worden, keramische Werkstoffe mit Anwendungstemperaturen über 1000 °C sind in der Entwicklung (siehe: Materialforschung, Zwischenbilanz 1988, BMFT). Es fehlen jedoch trotz intensiver Bemühungen [1-4] bis heute geeignete Meßelemente zur Dehnungs- (und auch Weg-) Messung bei so hohen Temperaturen.

Dehnung ist ursächlich ein geometrischer Vorgang. Zum Messen sollte daher, wenn irgend möglich, ein Geometrieeffekt verwendet werden, d. h. ein direktes Verfahren. Der Dehnungsmeßstreifen (DMS), dessen Hochtemperaturausführung bis ca. 600 °C einsetzbar ist, nutzt neben einem Geometrieanteil auch die Änderung einer Materialeigenschaft - des spezifischen elektrischen Widerstandes - aus und gehört daher zu den semi-indirekten Verfahren. Bei hohen Temperaturen ändert sich aber diese Materialeigenschaft auch ohne eine Geometrieänderung, ein Vorgang, der beispielhaft den grundsätzlichen Nachteil indirekter Verfahren aufzeigt.

Die Kapazität ist eine Größe, die im Vakuum nur von der Geometrie der Leiteranordnung abhängt; für Luft gilt diese Aussage angenähert. Es ist daher zu erwarten, daß ein kapazitiver Dehnungsaufnehmer, der keine Änderung einer Materialeigenschaft ausnutzt, dem DMS bei hohen Temperaturen vom Prinzip her überlegen ist.

Beiden Aufnehmerarten gemeinsam ist, daß sie aus Materialien aufgebaut werden müssen, deren Eigenschaften als konstant und miteinander verträglich angenommen werden müssen, auch wenn sie für den Meßeffect nicht unmittelbar von Bedeutung sind: thermische Ausdehnungskoeffizienten der Komponenten, elastische Eigenschaften, chemisches Verhalten, elektrisches Isoliervermögen etc. Real ist diese Konstanz nicht streng zu verwirklichen, so daß hierdurch Fehler entstehen.

Für statische Dehnungs- und Verschiebungsmessungen mit elektrischen Aufnehmern eignet sich im Temperaturbereich über 600 °C praktisch nur noch das kapazitive Verfahren, da es nicht auf der Ausnutzung eines Festkörpereffektes beruht. Es war das Ziel des Vorhabens, dem Mangel an geeigneten Meßwertaufnehmern durch die Entwicklung eines kapazitiven Dehnungs- und Verschiebungsaufnehmers für Einsatztemperaturen >> 600 °C abzuhelpfen.

Ausgangspunkt für die Entwicklungsarbeit waren die Ursachen für das unbefriedigende Verhalten handelsüblicher kapazitiver Dehnungsaufnehmer bei Temperaturen oberhalb etwa 600 °C.

Das Hauptproblem dieser Aufnehmer liegt in der Nullpunktdrift bei hohen Temperaturen, d. h. in der Meßsignaländerung bei konstanter Meßgröße um Beträge, die inakzeptabel sind. Wesentliche Ursache dieser Drift ist bei kapazitiven Aufnehmern die mechanisch nicht ausreichend stabile Kombination "tragende Elemente aus Metall- Keramische Isolierung - metallische Elektroden". Sie beruht sehr wesentlich auf den Unterschieden der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Keramik und den üblichen Hochtemperaturlegierungen. Der zu entwickelnde neue Aufnehmer soll unter Verwendung anderer Materialien und neuer Technologie so gestaltet werden, daß der Übergang Keramik-Metall unkritisch wird.

Die Lösung der Gesamtaufgabe erforderte die Lösung einer Reihe von Teilproblemen a bis f, die voneinander nicht unabhängig waren und daher parallel bearbeitet werden mußten.

- a) Die Konstruktion. Ziel war die Konstruktion eines Aufnehmers ganz aus Aluminiumoxidkeramik; die metallischen Elektroden und Leiterbahnen sollten aufgesputtert werden. Nur für die Ankopplung an das als metallisch angenommene Bauteil sollten metallische Übertragungsglieder verwendet werden.
- b) Das Lötproblem. Zur Verbindung von Keramikteilen untereinander, aber unter bestimmten Umständen auch von Keramik mit Metall, eignet sich grundsätzlich das reaktive Löten. Es war zu klären ob dieses oder andere Verfahren hier eingesetzt werden können.
- c) Das Sputterproblem. Zu klären war die Frage, ob sich hochtemperaturfeste Sputterschichten in geeigneter Form auf der Keramik

herstellen lassen, insbesondere auch die Frage nach dem geeigneten Metall.

- d) Das Kontaktierungsproblem. Die gesputterten Schichten konnten nur etwa 1-2 μm dick sein, eine hochtemperaturfeste Kontaktierungsmöglichkeit für solche Schichten war bisher nicht bekannt.
- e) Das Kabelproblem. Handelsübliche Hochtemperatur-Meßkabel werden nur bis zu Einsatztemperaturen von etwa 700 °C angeboten, angestrebt wurden aber Temperaturen bis etwa 1000 °C.
- f) Das allgemeine Isolationsproblem. Zu klären war, bis zu welcher Temperatur ein ausreichend hoher Isolationswiderstand erzielt werden kann. Dabei war zu beachten, daß der Isolationswiderstand nicht nur von der Temperatur und der Qualität des Isolationsmaterials abhängt, sondern auch von der Trägerfrequenz, der Konstruktion und der durch den Herstellungsprozeß beeinflussten Güte der Keramikoberfläche.

2. Die Forschungsergebnisse

2.1 Die Konstruktion

Die Konzeption sah die Konstruktion je eines Aufnehmers a) nach dem Prinzip der variablen Fläche und b) nach dem Prinzip des variablen Abstandes vor. Der Aufnehmer gemäß a verfügt über eine lineare Kennlinie bei relativ geringer Empfindlichkeit, jener gemäß b über eine nichtlineare Kennlinie bei hoher Empfindlichkeit. Die Vor- und Nachteile beider Systeme sowohl hinsichtlich ihrer meßtechnischen Eigenschaften als auch bezüglich ihrer Realisierbarkeit sollten untersucht werden. Zu berücksichtigen war dabei die Forderung nach möglichst geringen Abmessungen, die fertigungstechnische Machbarkeit unter Berücksichtigung der Eigenschaften von Elektroden und Leiterbahnen sowie die Notwendigkeit, den in Keramik ausgeführten Aufnehmer hochtemperaturfest an ein metallisches Bauteil anzukoppeln.

Im Verlauf der Arbeit zeigte sich dann die Notwendigkeit, für jedes der beiden Prinzipien mehr als nur einen Konstruktionsentwurf zu realisieren.

Alle bekannten kapazitiven Hochtemperaturdehnungsaufnehmer sind im Prinzip Wegaufnehmer, die für eine bestimmte "Basislänge" - meist etwa 20 mm - als Dehnungsaufnehmer kalibriert werden; das gilt auch für die folgend beschriebenen Aufnehmer. Die Dehnungsaufnehmer sollen möglichst flach sein, da im Falle einer Biegedehnung der effektive Abstand zwischen Bauteiloberfläche und wegführendem Sensorelement je nach Biegeradius leicht zu einem erheblichen Meßfehler führen kann. Die Bilder 2.1-1a bis 1i zeigen den ersten Entwurf für einen Aufnehmer mit variabler Fläche.

Der Aufnehmer besteht im wesentlichen aus 2 Führungsplatten und einem Schieber aus reinstem Al_2O_3 . Obere Führungsplatte (2.1-1a) und untere Führungsplatte (2.1-1b) sind mit Al_2O_3 -Stiften zusammengehalten, vergleiche Schnittbild 2.1-1c. Zwischen den teilweise ausgeschliffenen Platten gleitet ein Schieber aus Al_2O_3 (2.1-1d). Das ganze System wird mittels einer Grundplatte aus Al_2O_3 und einem Blech aus Inconel 600 durch Punktschweißung an das Bauteil angekoppelt. Führungsplatten und Schieber sind teilweise mit Platin (Pt) besputtert, siehe auch Bilder 2.1-1e bis 1g. Die Elektroden x und y der Führungsplatten

bilden zusammen mit den Elektroden z des Schiebers eine kapazitive Differentialanordnung. Durch Bewegen des Schiebers in der Gleitbahn wird die Differentialanordnung verstimmt; die Größe der Verstimmung

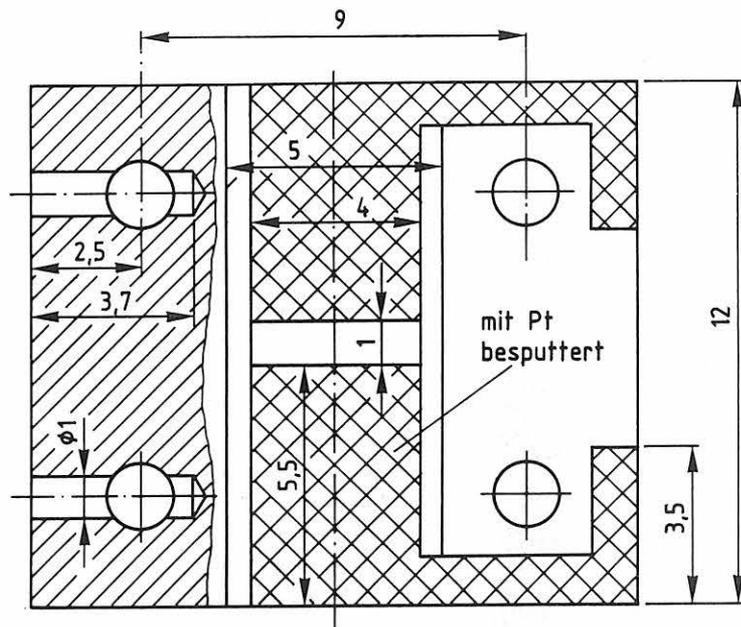


Bild 2.1-1a
Obere Führungsplatte

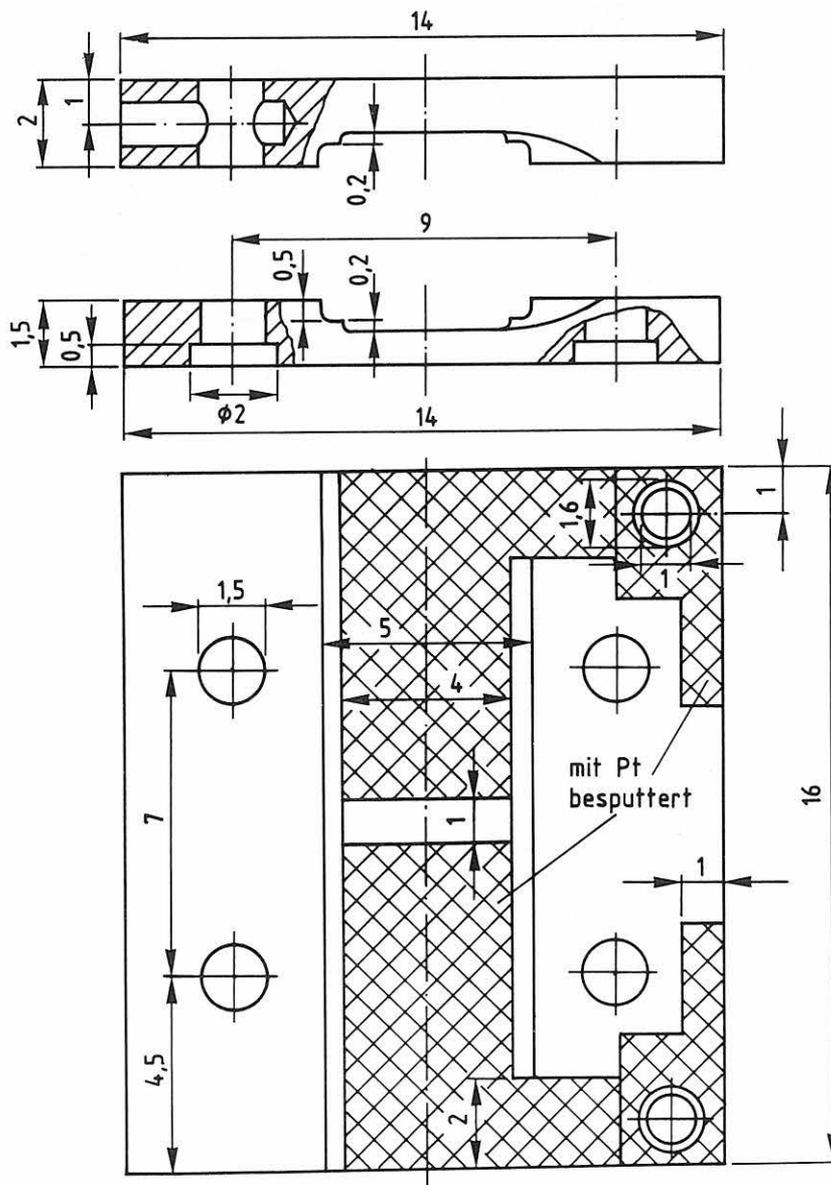


Bild 2.1-1b
Untere Führungsplatte

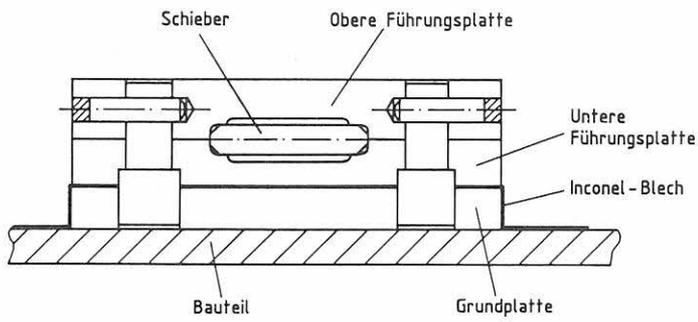


Bild 2.1-1c
Querschnitt durch das Meßsystem

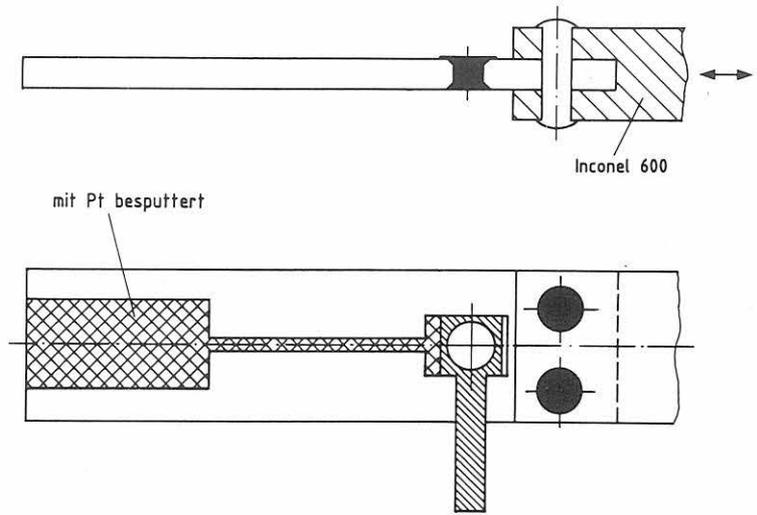


Bild 2.1-1d
Der Schieber

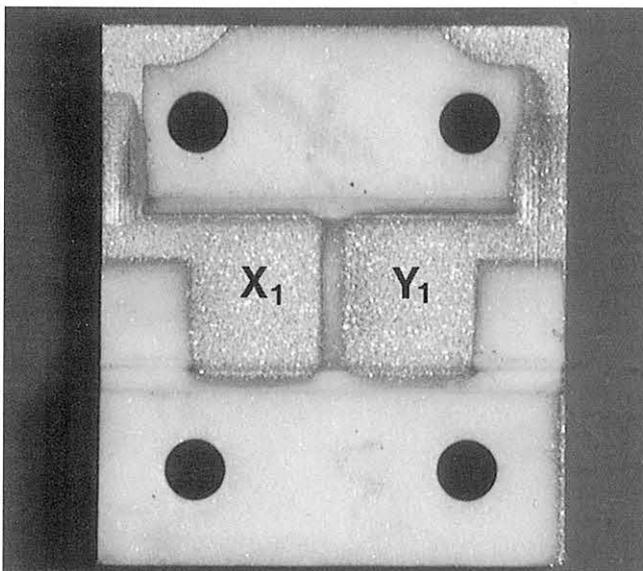


Bild 2.1-1e
Obere Führungsplatte

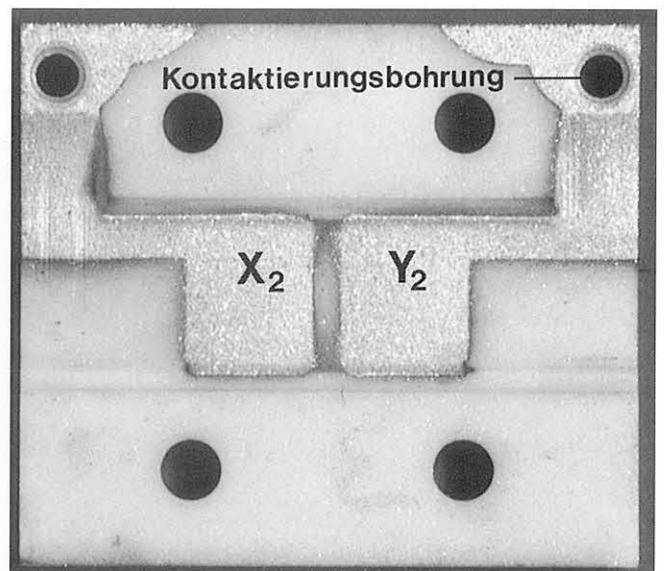


Bild 2.1-1f
Untere Führungsplatte

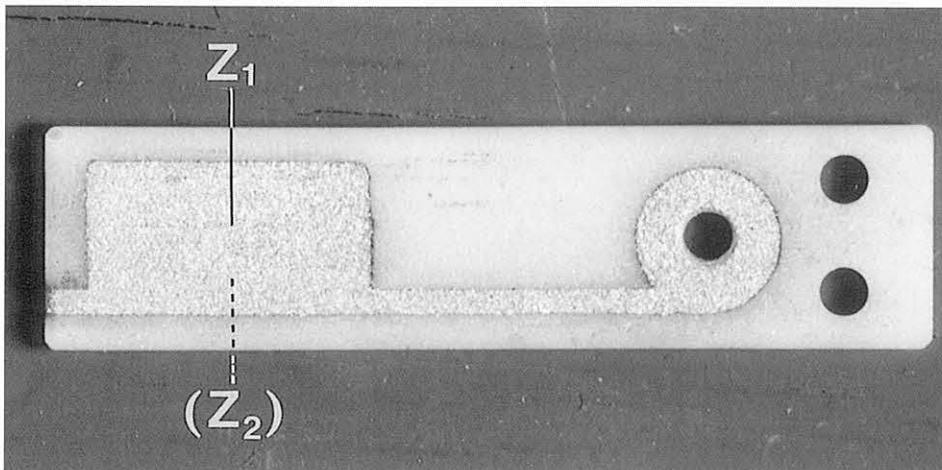


Bild 2.1-1g
Der Schieber

ist ein Maß für die Größe der Bewegung. Die Kontaktierung der gesputterten Elektroden erfolgt über Platinstifte, die in die Kontaktierungsbohrungen "eingenietet" werden; die Stifte werden durch Punktschweißen mit den Anschlußleitungen verbunden. Bild 2.1-1h zeigt das

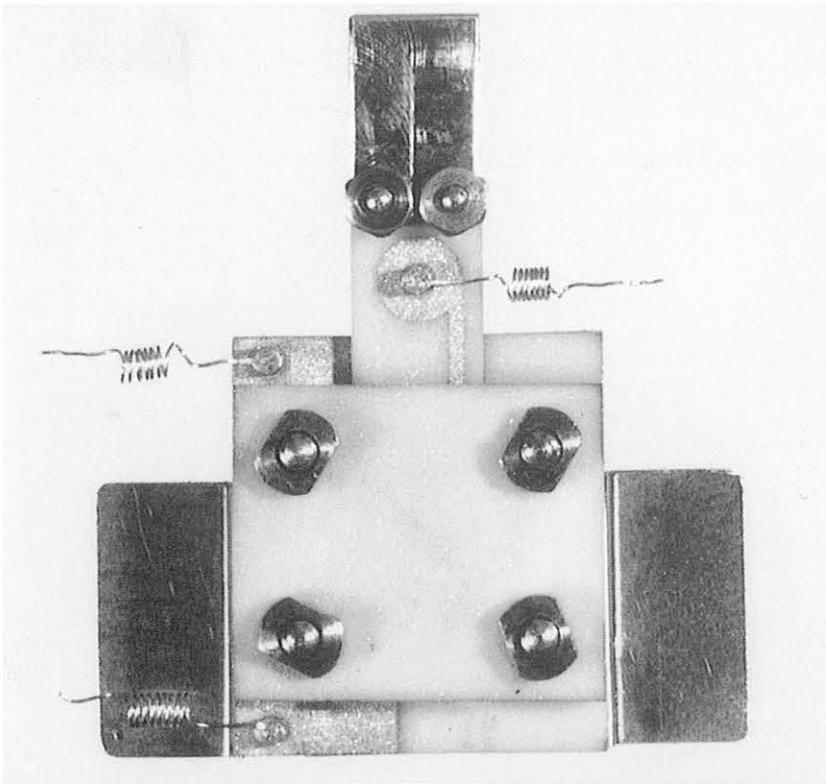


Bild 2.1-1h
Das komplette Meßsystem
(Die Keramikstifte sind hier provisorisch
durch Inconel-Schrauben ersetzt)

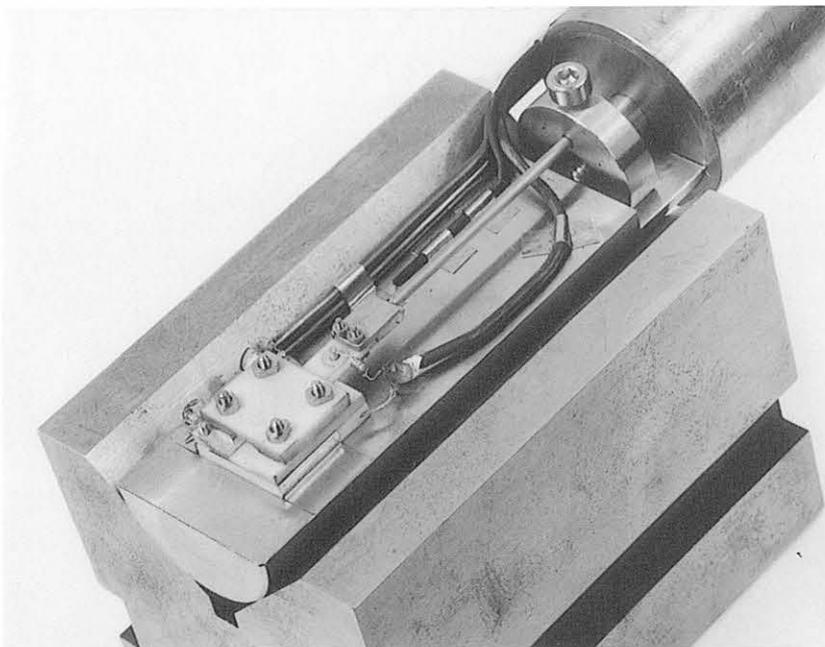


Bild 2.1-1i
Das Meßsystem als Wegaufnehmer in einer
Hochtemperaturprüfeinrichtung

komplette Meßsystem, Bild 2.1-1i das Meßsystem als Wegaufnehmer in einer Hochtemperaturprüfeinrichtung. *

Dieser erste Entwurf wurde in einem Kurzzeitversuch bis 800 °C getestet; er war dabei an eine in der BAM entwickelte Meßeinrichtung [5] angeschlossen. Bis ca. 750 °C war das Verhalten befriedigend, bei höheren Temperaturen traten die im Abschnitt 2.6 behandelten

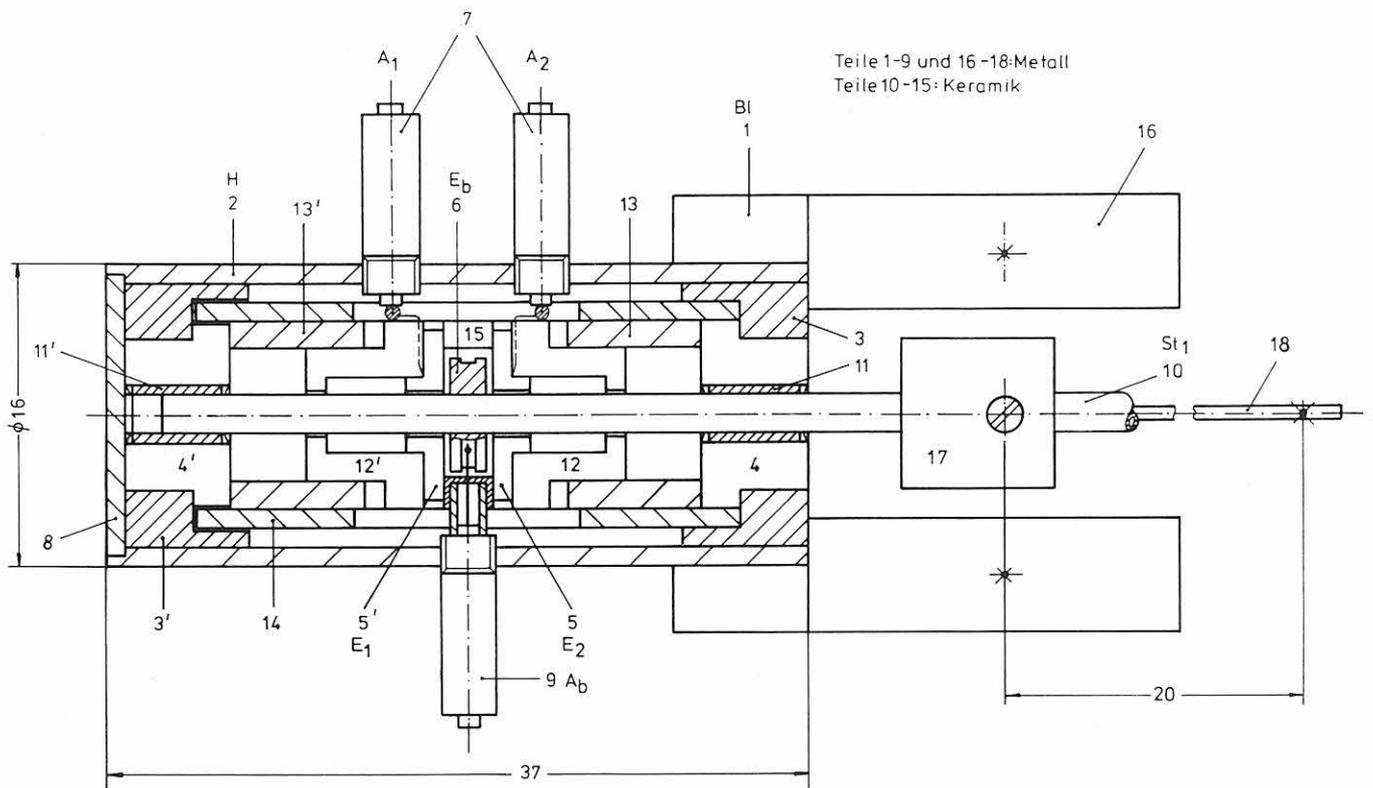
* Die Verfasser danken der Fa. Haldenwanger für die Kooperation bei der Herstellung dieses und weiterer Aufnehmer.

Isolationsprobleme auf. Im Langzeitversuch machten sich die im Abschnitt 2.3 beschriebenen Instabilitäten der Pt-Sputterschicht störend bemerkbar. Darüber hinaus erwies sich die Verbindung der Führungsplatten mit Al_2O_3 -Stiften als zu empfindlich; es wurde daher eine Verbindung durch reaktives Löten (siehe 2.2) vorgesehen. Da die Instabilitäten der Sputterschicht jedoch noch nicht befriedigend beseitigt werden konnten, wurde dieser erste Entwurf nicht weiter erprobt.

Das Bild 2.1-2 zeigt in vereinfachter Darstellung den letzten Entwurf für einen Aufnehmer nach dem Prinzip des variablen Abstandes. Der Aufnehmer ist zylinderförmig aufgebaut, da sich das Prinzip des variablen Abstandes in dieser Form besser realisieren läßt. Wegen des noch nicht gelösten Problems der Langzeitstabilität gesputterter Platinschichten (vergl. Abschnitt 2.3) wurden die Elektroden in massivem Platin ausgeführt. Eine über einen Stößel St_1 bewegbare massive Platinelektrode E_b ist im Abstand von je ca. 0,3 mm zwischen 2 festen massiven Platinelektroden E_1 und E_2 angeordnet. Während E_1 und E_2 feste Anschlüsse A_1 und A_2 haben, ist E_b beweglich an den Anschluß A_b angekoppelt. Mit einem relativ komplizierten System von Bauteilen aus Aluminiumoxid-Keramik und diversen hochtemperaturgeeigneten Metallen unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten sollte erreicht werden, daß einerseits der Einfluß temperaturabhängiger Änderungen der Geometrie minimiert wird, und andererseits an den Metall-Keramik-Fügestellen innerhalb des ganzen Temperaturbereiches weder Lockerungen noch übermäßige Materialbeanspruchungen auftreten.

Das ganze System steckt in einer metallischen Hülse H , die als elektrische Abschirmung dient. Diese Hülse ist mit der Befestigungsglasche BL verbunden, die an das Bauteil angepunktet wird. Der Stößel St_1 ist über das Bökkchen B mit dem Stößel St_2 so verbunden, daß das kapazitive Differentialmeßsystem die Änderung der Basislänge - d. h. die eigentliche Meßgröße - unmittelbar an der Bauteiloberfläche "fühlt"; dadurch wird erreicht, daß auch Biegedehnungen weitestgehend richtig erfaßt werden. Der Aufnehmer gemäß Bild 2.1-2 stellt die bisher beste Ausführung eines Aufnehmers nach dem Prinzip des variablen Abstandes dar. Seine Eigenschaften werden im Abschnitt 2.7 beschrieben.

Eine weitere Variante eines Differenzialkondensator-Dehnungssensors mit variablem Elektrodenabstand ist in Bild 2.1-3 als Aufriß (a) und Grundriß (b) dargestellt. Dieser Sensor besteht aus länglichen,



Teile 1, 15_a und 17
im Schnitt

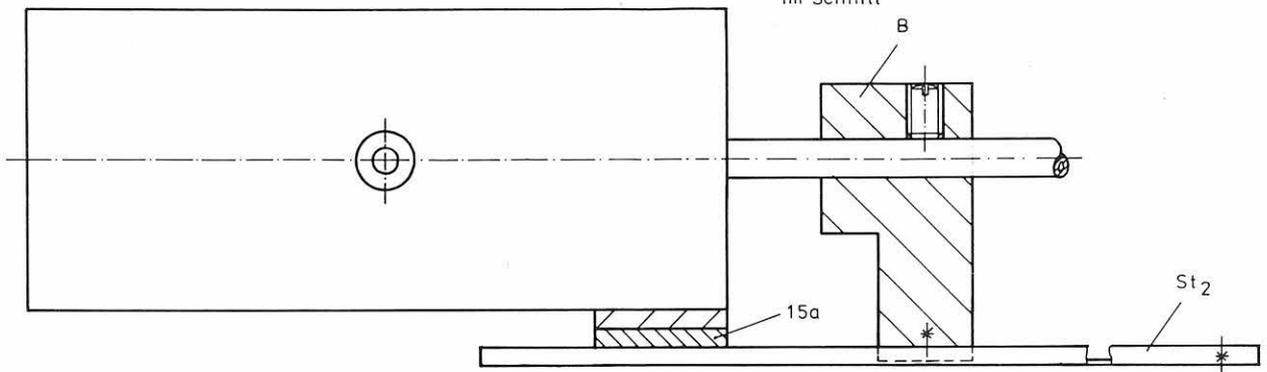


Bild 2.1-2
Kapazitiver Differentialdehnungsaufnehmer nach dem Prinzip des variablen Abstandes.
Legende siehe Text

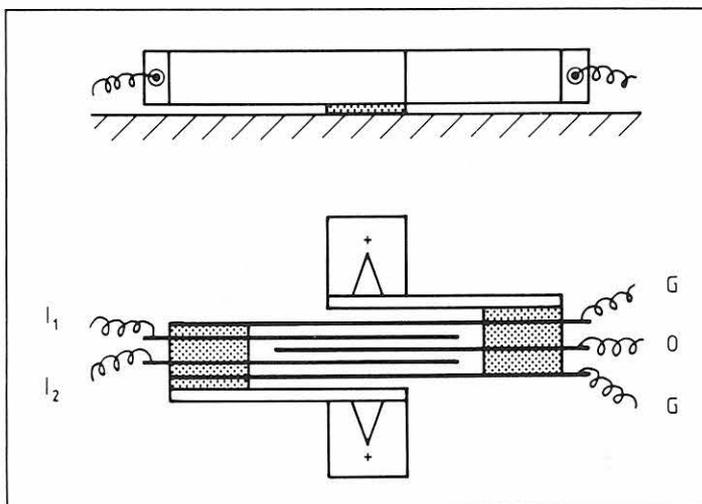


Bild 2.1-3
der Plattenstapel-Dehnungsaufnehmer
Legende siehe Text

rechteckigen Platten, die an den beiden Enden, links und rechts, zu Stapeln zusammengefügt sind. Der Differentialkondensator wird aus den drei inneren freistehenden Zungen gebildet. Zwei weitere Platten verbinden beide Stapel miteinander und dienen als Blattfeder-Parallelführung. Zur Einleitung der Dehnung dienen zwei biegesteife Einleitungsstücke und zwei flexible, der Krümmung des Bauteils sich anschmiegende Laschen.

Für einen Prototyp dieses Sensors wurden ausschließlich keramische Platten aus Aluminiumoxid verwendet, wobei die Elektroden (Anschlüsse I1, I2 und O) und die Blattfedern (G) mit Platin leitfähig beschichtet waren. Die Blattfedern wurden hier zusätzlich als Schirmsystem verwendet. Alle Keramik/Keramik-Verbindungen sowie Metall/Keramik-Verbindungen (Laschen/Einleitungsstücke) sind durch reaktives Löten hergestellt. Die Laschen sind an den Fügstellen zum Ausgleich unterschiedlicher Ausdehnungskoeffizienten V-förmig ausgeschnitten. Messungen an diesem Prototyp bestätigten recht gut rechnerische Abschätzungen der hohen Meßempfindlichkeit und des geringen Linearitätsfehlers, Vorzüge, die sich aus dem Differentialprinzip, der grossen Elektrodenfläche und dem geringen Abstand ergeben. Bei Temperaturen oberhalb 500 °C stellte sich jedoch ein starkes, systematisches Kriechen in Richtung auf eine Entlastung hin ein. Die Ursache war eine zu hohe Steifigkeit der keramischen Blattfedern. Infolgedessen waren die über die Laschen eingeleiteten Kräfte so groß, daß plastische Verformungen auftraten. Zur Reduzierung der Federsteifigkeit wären aufwendige Maßnahmen zum Schutz vor Überlastung und zur Aufrechterhaltung der notwendigen Torsionssteifigkeit erforderlich gewesen. Weiter mit diesem Konzept zusammenhängende Probleme betreffen die Beständigkeit der gesputterten Schichten, der reaktiven Lötverbindungen sowie das Kriechverhalten der Keramik bei hoher Temperatur. Aus diesen Gründen wurde die Weiterentwicklung zunächst zurückgestellt.

Auf Grund der noch nicht befriedigend gelösten Sputterprobleme wurde auch für das Prinzip der variablen Fläche ein Aufnehmer mit massiven Platinelektroden gebaut, vergl. Bild 2.1-4. Er besitzt eine koaxiale Bauform, die zwar ein größeres Bauvolumen zur Folge hat, dafür aber fertigungstechnisch leichter zu realisieren ist. Auch hier wurde durch eine spezielle Kombination von Materialien unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten erreicht, daß der Übergang Metall- Al_2O_3 unkritisch ist.

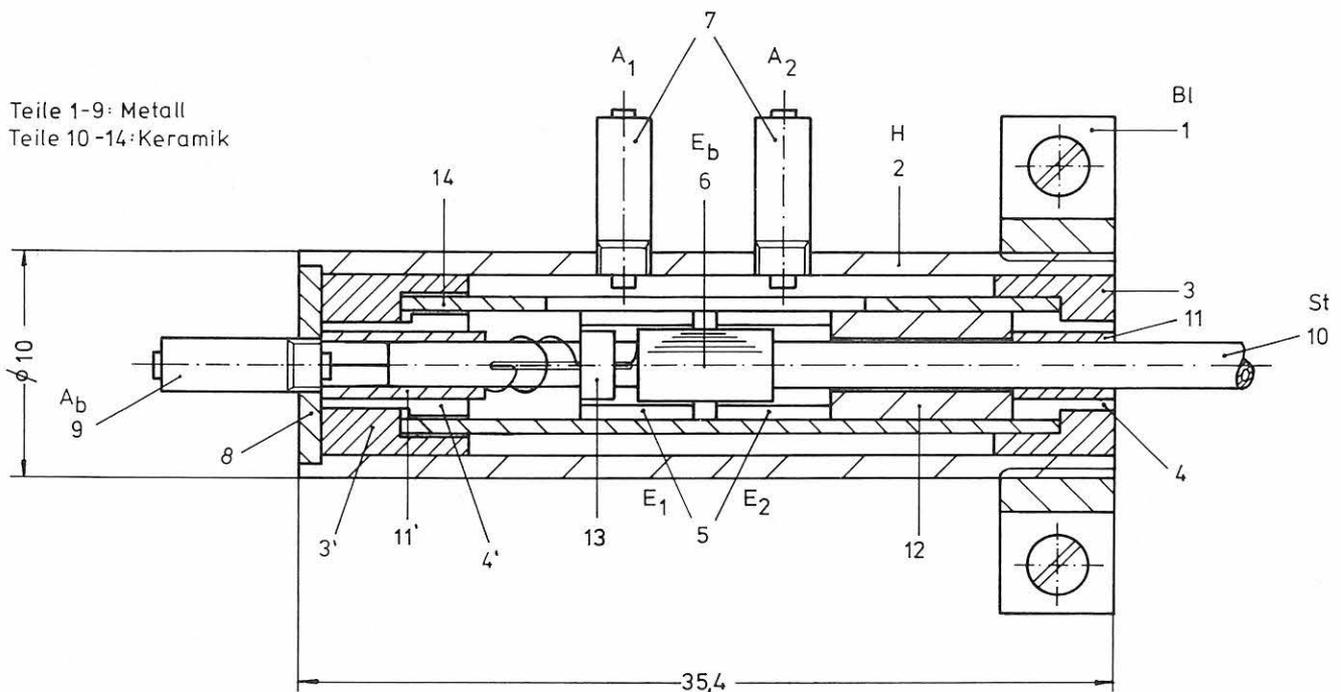


Bild 2.1-4
Kapazitiver Hochtemperaturwegaufnehmer nach dem Prinzip der variablen Fläche.
Legende siehe Text

Eine über einen Stößel St bewegbare, zylinderförmige Elektrode E_b aus Platin bildet mit den hohlzylinderförmigen Platinelektroden E_1 und E_2 eine Differentialkapazität, die durch Verschieben von E_b verstimmt wird. E_1 und E_2 sind fest mit den Anschlüssen A_1 und A_2 verbunden, während E_b über eine Platindrahtwendel beweglich an den Anschluß A_b angeschlossen ist. Das ganze System steckt in einer metallischen Hülse H, die als elektrische Abschirmung dient. Die Hülse H ist mit der Befestigungsglasche BL verbunden, die der Ankopplung an das Meßobjekt dient.

Die mit den koaxialen Aufnehmern gemäß Bild 2.1-2 und 2.1-4 erhaltenen Ergebnisse sind im Abschnitt 2.7 beschrieben.

Im Zusammenhang mit dem Problem der keramischen Federn im Plattenstapelaufnehmer, die dort als Führungselemente vorgesehen waren, wurde auch geprüft, ob sich keramische Platten oder Stäbe als echte Federelemente verwenden lassen. Im Gegensatz zu den Metallen (auch den Hochtemperaturlegierungen) bleibt Al_2O_3 -Keramik bis zu Temperaturen über $1000\text{ }^\circ C$ elastisch. Die Verwendung als Federelement setzt jedoch voraus, daß das Kriechen vernachlässigbar klein bleibt. Aus der Literatur [z. B. 6] waren hierzu keine verwertbaren Daten erhältlich. Es wurden deshalb orientierende eigene Versuche durchgeführt.

Die verwendete Versuchsanordnung ist in Bild 2.1-5 angegeben: Je zwei Röhrcchen aus Al_2O_3 stecken in den genau passenden Löchern eines grös-

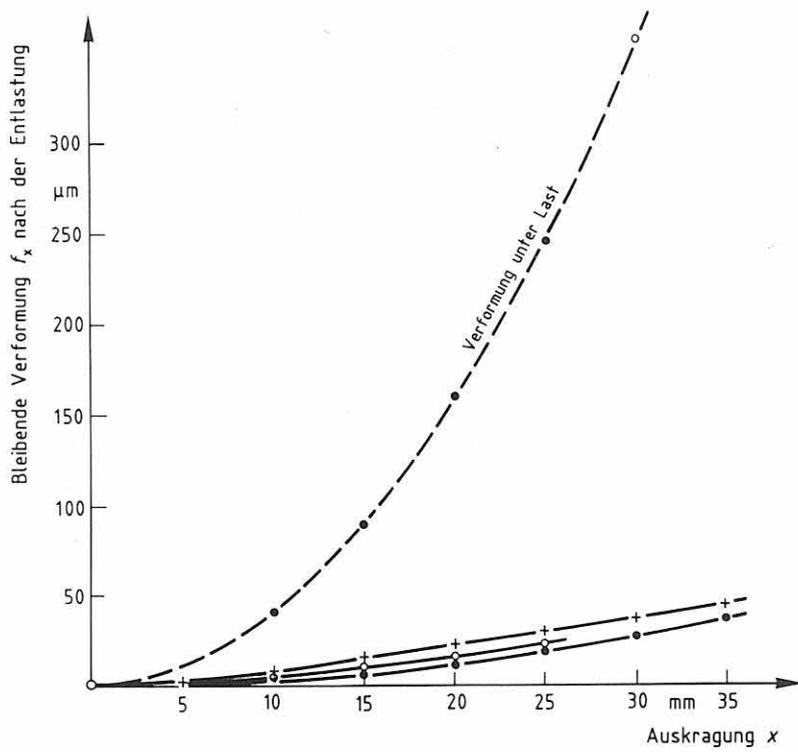


Bild 2.1-5a
Bleibende Verformung f_x dreier Al_2O_3 -Röhrchen von 0,6 mm \varnothing und 0,2 mm Wandstärke nach 5,5 d bei 900°C. Max. Biegespannung σ_B anfangs ca. 125 N/mm².

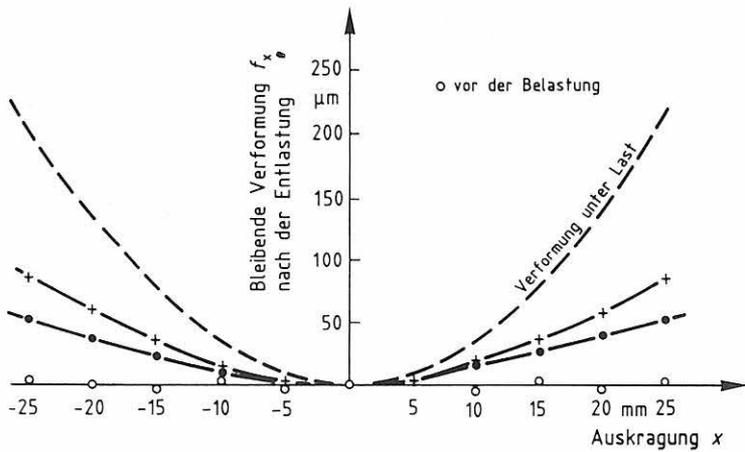
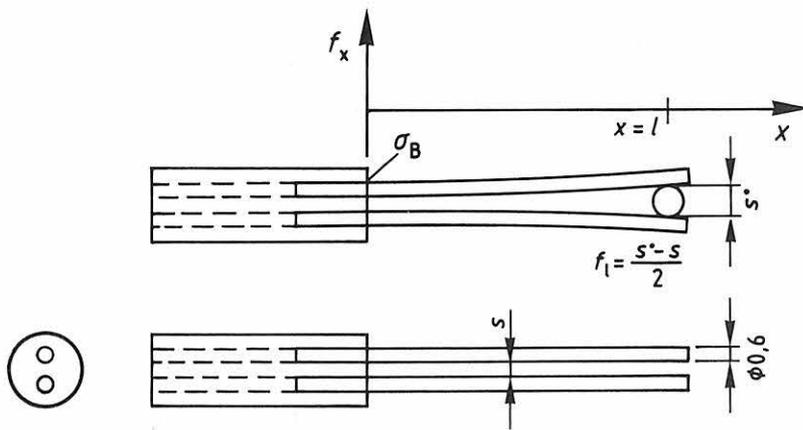
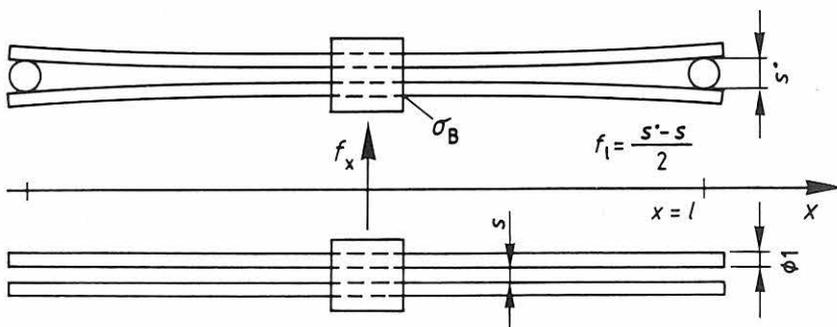


Bild 2.1-5b
Bleibende Verformung f_x zweier Al_2O_3 -Röhrchen von 1 mm \varnothing und 0,25 mm Wandstärke nach 6 d bei 950°C. Maximale Biegespannung σ_B anfangs ca. 180 N/mm².



seren Al_2O_3 -Zweilochrohres; zusätzlich wurden sie mit dem Reaktionslot 73 % Cu/ 27 % Ti (siehe hierzu Abschnitt 2.2) eingelötet. Der Abstand s der Röhren voneinander wurde über die ganze Länge hin optisch vermessen. Anschließend wurde der Abstand durch Einfügen eines Zwischenstückes Z gemäß Bild 2.1-5 aufgeweitet und erneut vermessen. Danach wurde die Anordnung im aufgeweiteten Zustand im Ofen Temperaturen bis zu 950 °C ausgesetzt, anschließend abgekühlt, entspannt und wiederum vermessen. Wie Bild 2.1-5 zeigt, wurden die Röhren durch diesen Prozeß erheblich bleibend verformt. (Kriechen bei konstanter Verformung als Folge der Spannungsrelaxation). Das unterschiedliche Verhalten der einzelnen Proben spiegelt sicher auch den Umstand wider, daß das Kriechen nicht nur von der Reinheit des Materials (hier: Al_2O_3 99,7 %) abhängt, sondern wesentlich auch von der Dichte, der Korngröße, dem Oberflächenzustand (Biegung!), dem Sinterprozeß und hier wohl auch von geometrischen Imperfektionen der dünnen Röhren. Diese Versuche können sicher keine systematische Untersuchung ersetzen, zeigen aber, daß bei Temperaturen ≥ 900 °C und hoher Spannung beachtliches Kriechen auftreten kann.

2.2 Das Lötproblem

Die angestrebte Konstruktion ganz aus Keramik ist auch mit der Lösung des Problems verknüpft, wie keramische Teile hochoberflächentempertfest miteinander verbunden werden können. Ein aussichtsreiches Verfahren, dessen Möglichkeiten für viele Keramiken und sehr unterschiedliche Anwendungsbedingungen z. Z. weltweit untersucht werden [z. B. 7-14], ist das reaktive Löten.

Bei diesem Verfahren reagiert das Lot im oberflächennahen Bereich mit dem Werkstoff der zu verbindenden Teile. Zum reaktiven Löten von Oxid-Keramik werden als Lote vorzugsweise Legierungen wie Cu-Ti, Cu-Zr und Ni-Zr verwendet, wenn die Lötung hochoberflächentempertfest sein soll; Grenztemperaturen sind aus der Literatur jedoch nicht zu entnehmen. Beim Vakuum-Löten mit diesen Legierungen bilden sich in der die Bindung bewirkenden Grenzschicht mit dem O_2 der Keramik insbesondere Oxide des Ti bzw. des Zr.

Für das Löten von hochreiner Al_2O_3 -Keramik wurde von uns versuchsweise ein Lot der Zusammensetzung 73 % Cu/ 27 % Ti verwendet*,

* Die Verfasser danken Herrn Dr. Emmrich von der Fa. Vaakuumschmelze für die Überlassung von Proben dieses Materials

dessen hoher Ti-Gehalt eine zuverlässige Benetzung der Oberflächen der zu verlötenden Teile sicherstellte. Die Lötungen erfolgten bei 1050 °C in einem Vakuum besser 10^{-4} mbar. Zur Prüfung der praktischen Verwendbarkeit dieses Verfahrens war zu klären

- a) das Festigkeitsverhalten der Lötverbindung als Funktion der Temperatur
- b) die Beständigkeit der Lötverbindung als Funktion der Temperatur in normaler Atmosphäre, d. h. in Gegenwart von Sauerstoff.

2.2.1 Zum Festigkeitsverhalten von Keramik-Lötungen

Die Abschätzung des Festigkeitsverhaltens erfolgte in einem Anwendungsortorientierten Versuch. Je 2 Streifen aus Substrat-Keramik (Breite ca. 10 mm, Dicke 0,63 mm) wurden gemäß der schematischen Darstellung in Bild 2.2-1 zusammengelötet und im Biegeversuch belastet. Die ganze Anordnung wurde im Ofen Temperaturen bis 900 °C ausgesetzt. Die maximale Biegespannung $\sigma_{B \max}$ am Orte des Lotes betrug ca. 35 N/mm². Bild 2.2-2 zeigt den Lötbereich einer Probe vor der Belastung im Ofen. Infolge des sehr starken Benetzungsbestrebens - wegen des hohen Ti-Gehaltes - hat sich das Lot auf den Oberflächen unerwünscht weit ausgebreitet, was zur Verarmung an Lot im Lötspalt führen kann, vergl. Bild 2.2-3 und 2.2-12 α .

Bis zu einer Temperatur von ca. 800 °C wurde innerhalb von 4 Wochen kein Bruch beobachtet. Bei Herbeiführung des Bruchs durch σ_B -Steigerung erfolgte der Bruch im wesentlichen innerhalb der oberflächennahen Keramik, z. T. im Kragarm, z. T. im Basismaterial, etwa gemäß Bild 2.2-4.

Bei ca. 850 °C erfolgte ein Bruch innerhalb von 2-6 Tagen, und zwar im Bereich der oberflächennahen Keramik.

Bei ca. 900 °C trat ein Bruch schon nach einer Zeit < 24 h auf, wobei nun die Bruchfläche im oberflächennahen Lotmaterial lag, siehe Bilder 2.2-5 α, β .

Dieser einer Abschätzung des Festigkeitsverhaltens dienende Versuch kann naturgemäß eine systematische Untersuchung nicht ersetzen, zeigt aber dennoch, daß die Festigkeit dieser Lötung bis 800 °C beachtlich ist, oberhalb etwa 850 °C erheblich nachläßt und > 900 °C ungenügend wird.

Al₂O₃-Streifen 10mm breit, 0,63mm dick

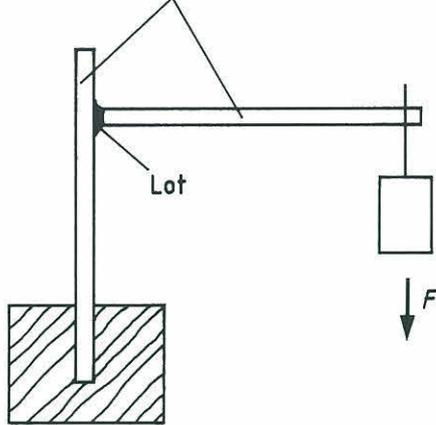


Bild 2.2-1
Anordnung zum Abschätzen des Festigkeitsverhaltens von
Keramiklötungen als Funktion der Temperatur.

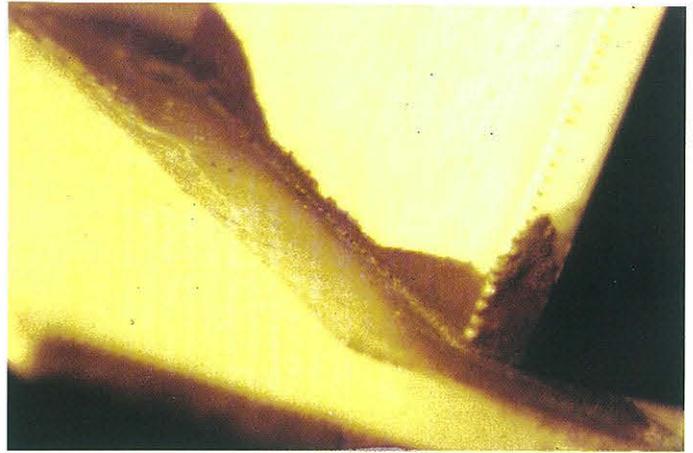


Bild 2.2-2
Lötprobe vor der Belastung im Ofen. Das Lot hat sich unerwünscht weit ausgebreitet, was auf den hohen Ti-Gehalt zurückzuführen ist.



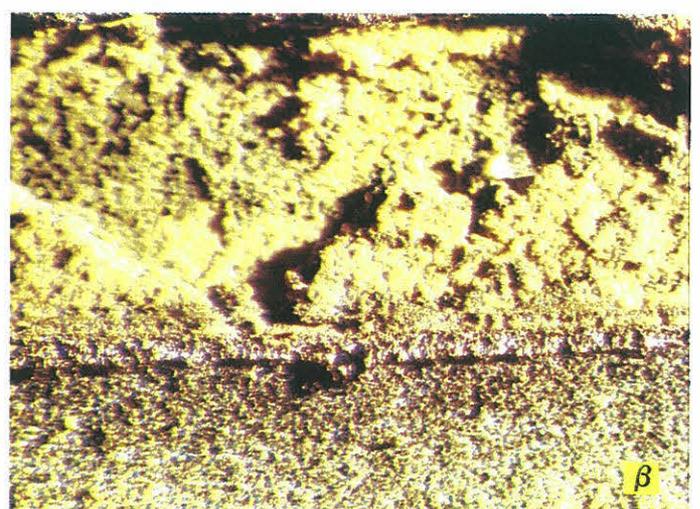
Bild 2.2-3
Bruchbild einer Probe mit schlechter Lötung: links ist eine Lotverarmung durch Lotausfließen infolge des starken Benetzungsbestrebens eingetreten



Bild 2.2-4
Bruchbild einer Lötprobe gemäß Bild 2.2-1,2. Hier: Bruch durch Überlastung bei 850°C. Der Bruch erfolgt in der Keramik



Bild 2.2-5
Bruchbild einer Lötprobe gemäß Bild 2.2-1,2. Hier: Bruch durch Nachgeben der Lötung bei 900°C innerhalb von 24 h. Der Bruch erfolgt im oberflächennahen Lotmaterial. Das Lot ist im Bereich der Bruchfläche braun-gelb-farbig, außerhalb im Bereich des Luftzutritts violett-farbig.



Neben der Verbindung keramischer Teile untereinander war das Fügen Keramik-Metall von Bedeutung, da auch ein vollkeramischer Aufnehmer mit einem metallischen Bauteil verbunden werden mußte. 2 Probleme waren dabei zu lösen:

- a) Die richtige Wahl des Verbindungsverfahrens, z. B. Löten.
- b) Eine ausreichende Eliminierung des Einflusses der Differenz der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Keramik und Metall.

Als Verbindungsverfahren bot sich das Löten mit der Legierung 73 % Cu / 27 % Ti an. Orientierende Versuche ergaben, daß sich mit dieser Legierung auch Hochtemperaturwerkstoffe wie z. B. Inconel 600 gut löten lassen. Problematischer ist die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\Delta\alpha_{Th}$. Sie beträgt für Inconel 600/ Al_2O_3 zwischen 20 °C und 1000 °C ca. $8,5 \times 10^{-6}/^{\circ}C$; d. h. beim Abkühlen von einer Löttemperatur von 1050 °C auf Raumtemperatur schrumpft die Al_2O_3 -Keramik etwa 8,5 % weniger als das Inconel 600. Im verlöteten Zustand wird infolgedessen das Inconel 600 stark gedehnt, die Keramik erheblich gestaucht. Dabei treten im Bereich der Lotschicht Spannungen auf, die zwar oberhalb der Streckgrenze des Inconel liegen, aber dennoch die Bruchspannung der Al_2O_3 -Keramik übersteigen. Bild 2.2-6 vermittelt einen Eindruck von der Spannungsverteilung. Für diese spannungsoptische Darstellung wurde das untere Teil (ersatzweise für Keramik) vor der Verklebung mit dem oberen Teil (ersatzweise für ein dünnes, aufgelötetes Inconel-Blech) gestaucht. Nach der Aushärtung des Klebers wurde das untere Teil entlastet und dadurch ein Spannungszustand hergestellt, der dem beim Abkühlen einer Al_2O_3 -Inconel-Verlötung qualitativ entspricht. Die Spannungsspitze liegt, wie zu erwarten am Rande des "Inconel-Blech" (siehe am linken "Blechrand"); am rechten "Blechrand" ist die Verklebung infolge der hohen Scherspannung schon geschädigt und die Spannungsspitze dadurch sowohl erniedrigt als auch nach links verschoben. In praxi heißt das: Die Spannungsspitze initiiert am Rande einen Anfangsriß (in der Keramik) wandert dadurch nach innen, der Riß läuft weiter usw. Die Bilder 2.2-7 $\alpha-\gamma$ zeigen das Ergebnis einer Inconel 600- Al_2O_3 -Verlötung: Beim Abkühlen platzt das 0,1 mm dicke Inconel-Blech von der Al_2O_3 -Platte ab, wobei der Bruch in der Keramik verläuft, so daß am Blech eine dünne Schicht Keramik haften bleibt.

Abhilfe schafft hier u. U. die Anordnung einer duktilen, lötbaren und hochtemperaturstabilen Schicht zwischen Al_2O_3 und Inconel 600, deren

Bild 2.2-6
Spannungsoptische Darstellung
einer Verlötung von Inconel-Blech
(oben) und Al_2O_3 (unten)
nach der Abkühlung.

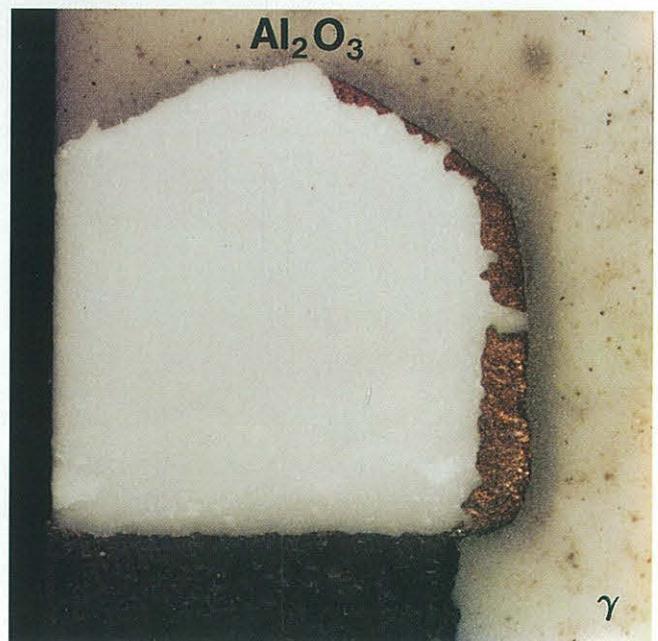
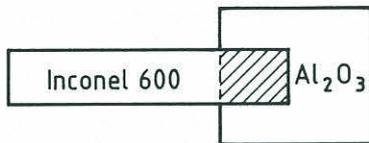
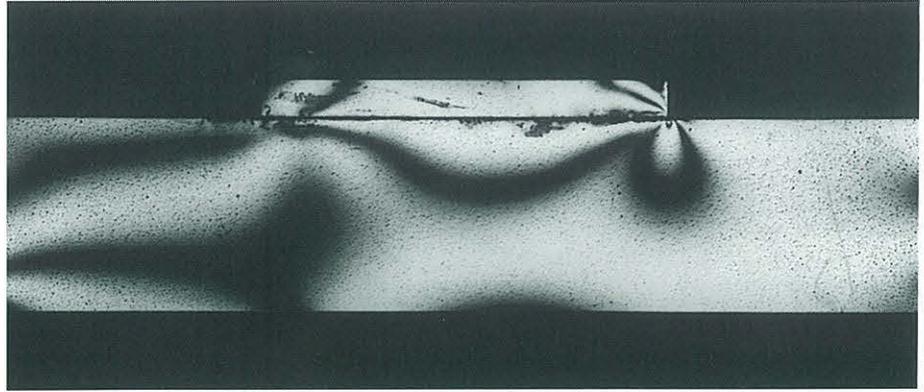


Bild 2.2-7
Lötlung von Inconel-Blech 0,1 mm auf Al_2O_3 . Das Blech ist im Lötbereich $////$ infolge der α_{Th} -Differenz beim Abkühlen verformt worden (α) und dann abgeplatzt (β, γ). Am abgeplatzen Blech hängt noch die ausgebrochene Keramik (β).

α_{Th} zwischen jenen der beiden anderen Werkstoffe liegt. Platin erscheint als ein hierfür geeignetes Material. Die Verlötung eines 0,1 mm dicken Platinbleches mit Al_2O_3 -Keramik zeigte nach 4 Wochen Lagerung bei 850 °C und 15 Wärmezyklen 850°-20°-850 °C noch kein merkliches Nachlassen der Festigkeit: beim Abziehen des Bleches von der Keramik erfolgte der Bruch in der Keramik. Das Platinblech zeigte allerdings starke Kornvergrößerung (Bild 2.2-8).

Wird auf ein solches Platinblech zusätzlich ein 0,1 mm dickes Inconel-Blech mittels eines Schweißpunktes aufgepunktet (Bild 2.2-9), so ist auch diese Kombination nach 15 Wärmezyklen noch fest. Erfolgt das Aufpunkteten jedoch mittels 6 über die Streifenbreite (ca. 5 mm) verteilter Schweißpunkte (Bild 2.2-10), so werden die Schweißpunkte vom Rande her durch mehrere Wärmezyklen zerstört. Die Einbringung einer duktilen Zwischenschicht aus Platin zeigt zwar somit einen grundsätzlichen Weg auf, der jedoch noch einer - auch konstruktiven - Optimierung bedarf.

Neben dem reaktiven Löten wurde parallel auch das Keramik-Keramik-Verbinden mittels Diffusionslötens versucht, das für niedrigere Einsatztemperaturen schon von anderen Autoren untersucht wurde [z. B. 15-19]. Dieser zweite Weg schien insofern geraten, als über die obere Einsatztemperatur und die Langzeitstabilität des reaktiven Lötens keine Informationen zu erhalten waren. Untersucht wurde die Möglichkeit, mit Platin besputterte Keramik unter Zwischenlage eine 10 μm dicke Goldfolie im Vakuum bei ca. 1000 °C durch Diffusion zu verbinden. Da die verwendeten Materialien chemisch besonders stabil sind, erschien die Erwartung einer Langzeitstabilität auch bei hohen Temperaturen berechtigt. Die Experimente haben diese Erwartung jedoch nicht bestätigt. Das Fügen mittels Golddiffusion war zwar durchaus möglich, aber schon die Qualität der Bindung war infolge stark schwankender Beschaffenheit der Keramikoberfläche (Planheit, Rauigkeit) erheblich streuend. Bei Temperaturen > 800 °C brachen die Lötungen, mit steigender Temperatur schneller, schon bei Spannungen von < 5 N/mm² nach wenigen Stunden auseinander. Als Ursache wird die hohe Diffusionsgeschwindigkeit des Goldes angenommen, die zwar einerseits das Diffusionslötens erst ermöglicht, andererseits aber auch rasche Rekristallisation und starkes Kriechen bewirkt, die unter Last stets so verlaufen, daß die Spannung laufend abgebaut wird, d. h. letztlich die Bindung zerstört wird. Das Diffusionslötens ist deshalb für den Einsatz bei so hohen Temperaturen in dieser Form nicht geeignet. Andere Formen wurden im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht.

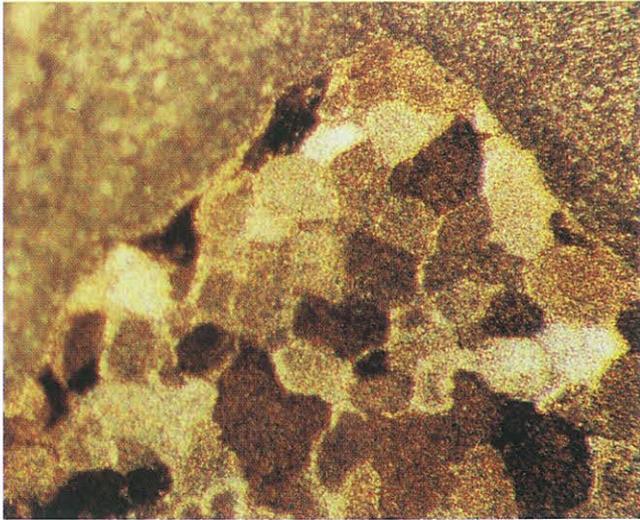


Bild 2.2-8
Auf Al_2O_3 gelötetes Platinblech nach 4 Wochen Lagerung bei ca. 850°C

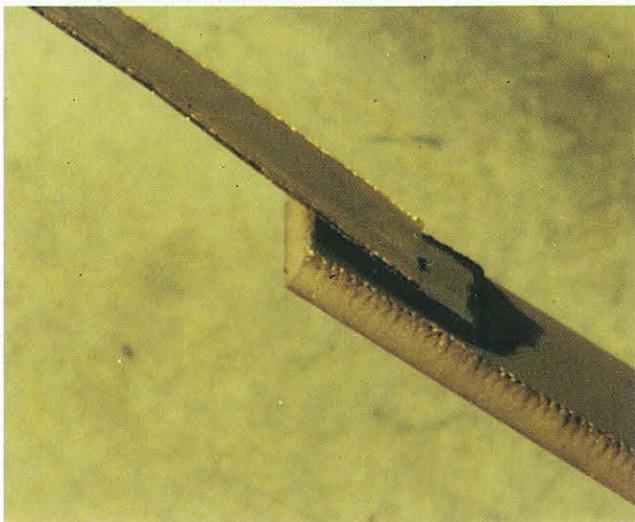


Bild 2.2-9
Mittels eines Schweißpunktes auf ein 0,1 mm dickes Platinblech, das auf Al_2O_3 -Keramik gelötet wurde, aufgepunktetes 0,1 mm dickes Inconel-Blech



Bild 2.2-10
Schweißung wie Bild 2.2-9, jedoch mittels 6 Schweißpunkten

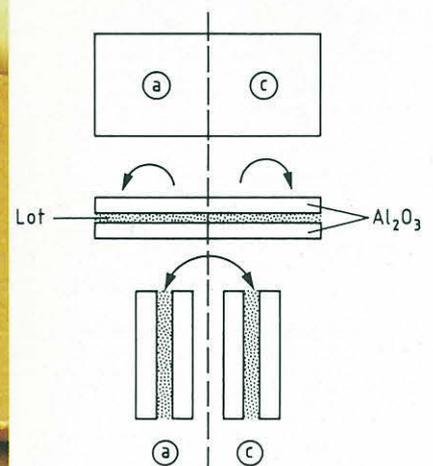


Bild 2.2-11
Gewinnung der Lötproben a und c durch Brechen einer Ursprungsprobe

2.2.2 Zur Beständigkeit von Keramik-Lötungen

Im Rahmen dieser Arbeit von besonderem Interesse war die Beständigkeit von Lötungen Keramik-Keramik und Keramik-Platin. Es war daher zu prüfen, ob im Lötbereich Veränderungen erfolgen, wenn gelötete Proben in "normaler" Atmosphäre längere Zeit Temperaturen $> 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ausgesetzt werden. Zu diesem Zweck wurden Schliffe von $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ - und $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Platin}$ -Lötproben angefertigt, die a) ungealtert, b) 4 Wochen bei $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ und c) 6 Tage bei $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ + 4 Tage bei $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ + 6 Tage bei $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ gealtert wurden; dabei wurden die Proben gemäß a) und für c) durch Trennen jeweils einer Ursprungsprobe durch Bruch erhalten, so daß einander entsprechende Bereiche beobachtet werden konnten, vergleiche Bild 2.2-11. Diese Schliffe wurden im Lichtmikroskop, im REM und mit der Mikrosonde untersucht.

Die Bilder 2.2-12,13 zeigen das Ergebnis, das bei den $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ -Lötproben erhalten wurde:

Bild 2.2-12^a (ungealterte Probe) läßt erkennen, daß die Lötung am Rande nicht einwandfrei ist, da Lötgut infolge des starken Benetzungsbestrebens - hoher Titangehalt! - aus dem Lötspalt ausgetreten und auf eine äußere Fläche gewandert ist; zurück bleibt ein lötgut-arter Raum. Das Lötgut selbst ist strukturiert, und zwar an den Grenzflächen anders als in der Mitte (Bild 2.2-12^B).

Bild 2.2-13 zeigt die komplementäre, gemäß c gealterte Probe: das Lötgut hat sich auf der äußeren Oberfläche noch weiter ausgebreitet; überall dort, wo das Lötgut mit Luft in Berührung kam - also auch im lötgutarmen Spalt-, ist es stark verändert und hat offensichtlich auch mit der Keramik reagiert. Im mittleren Bereich hat sich das Lötgut dagegen anscheinend nicht wesentlich verändert (Bild 2.2-13^B). Die mit einer starken Verfärbung der Keramik verbundene Reaktion wurde erst oberhalb $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ beobachtet und erfolgt nicht nur oberflächlich, Bild 2.2-14.

Die 4 Wochen bei $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ gealterte Probe zeigt gegenüber der ungealterten Probe noch keine auffallenden Veränderungen.

Zum besseren Verständnis des Lötprozesses und der beobachteten Alterungserscheinungen wurden die Lötproben im Rasterelektronenmikroskop (REM) mit einer Mikrosonde (Strahldurchmesser ca. $0,1\text{ }\mu\text{m}$) untersucht.

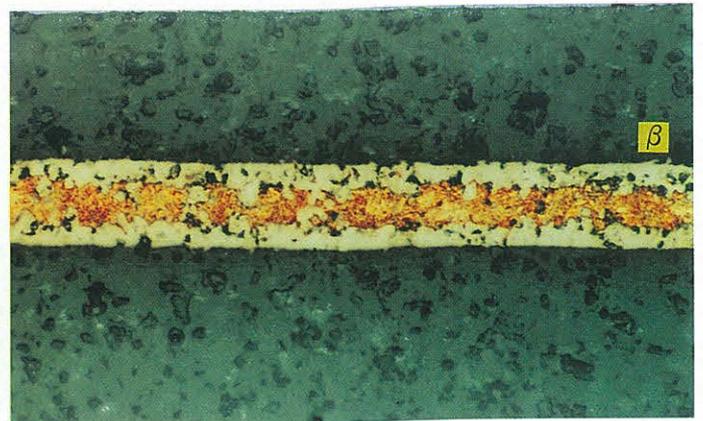
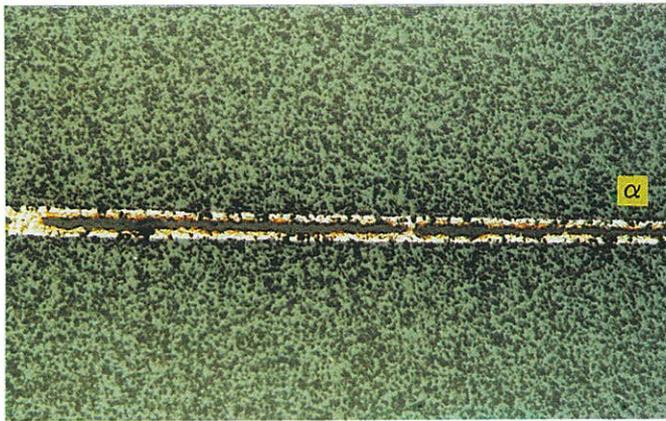


Bild 2.2-12
Schliffbilder einer ungealterten $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ -Lötprobe
α Lötprobe am Rande
β Lötspalt in der Probenmitte

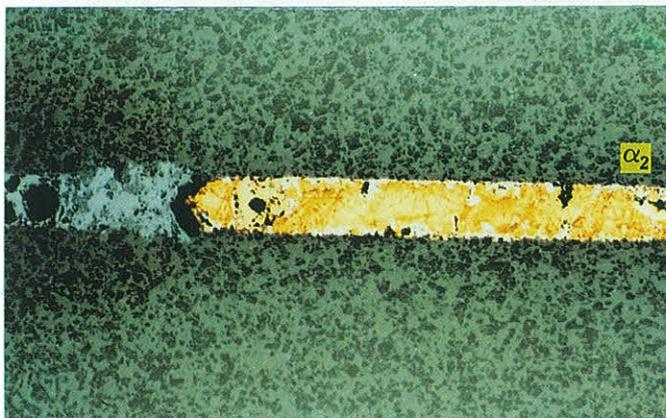
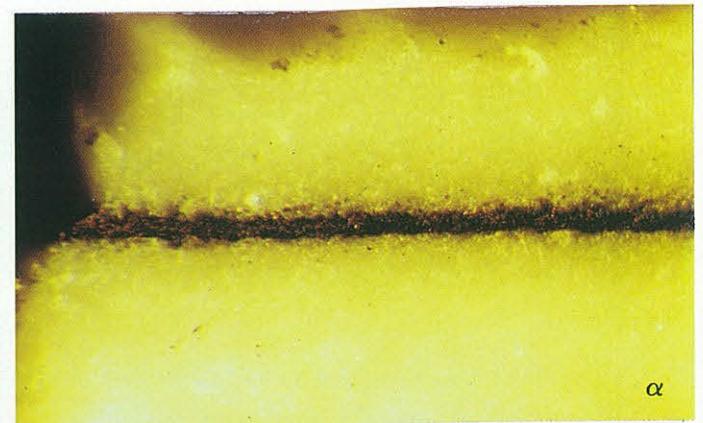
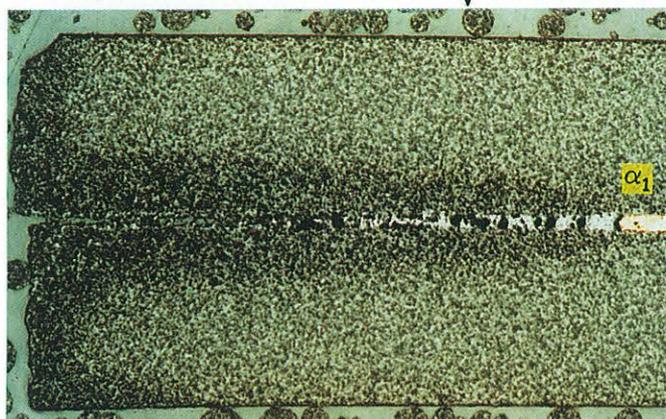


Bild 2.2-14
Vergleich der ungealterten (α) und der bei ca. 950° C
gealterten (β) Probe $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$.

Bild 2.2-13
Schliffbilder einer bei ca. 950° C gealterten Al_2O_3 -Lötprobe
α Lötspalt am Rande
β Lötspalt in der Probenmitte

Bild 2.2-15 zeigt den mittleren Bereich der ungealterten Probe etwa entsprechend Bild 2.2-12 β sowie die ungefähre Zusammensetzung der 3 "Zonen". Das Lot 73 Cu/27 Ti ist in 2 näherungsweise homogene "Phasen" 1 und 2 zerfallen, von denen 2 als fast reine Cu-Ausscheidung anzusehen ist.

Bild 2.2-16 zeigt den mittleren Bereich einer bei 850 °C gealterten Probe. Auch hier treten die Phasen 1 und 2 in etwa gleicher Zusammensetzung auf, zusätzlich aber im Grenzbereich Lot/Al₂O₃ eine weitere Phase 4 mit hohem Ti- und O-Gehalt. Diese Phase liegt offenbar auch in den auffälligen "Rissen" vor, die das Gebiet der Phase 1 durchsetzen. Diese "Risse" laufen nicht durch die relativ duktile Phase 2 und lassen sich als Schrumpfrisse der Phase 1 deuten; sie wurden auch schon von anderen beobachtet [20]. Bild 2.2-17 zeigt einen Scan über die Probe.

Bild 2.2-18 zeigt den mittleren Bereich einer bei 950 °C gealterten Probe entsprechend etwa Bild 2.2-13 β . Die Phase 4 - im wesentlichen Ti-Oxide bzw. - Suboxide - hat sich teilweise von der Grenze Keramik/Lot abgelöst und ist in die Lotschicht gewandert. Bild 2.2-19 zeigt einen Scan über diese Probe.

Bild 2.2-20 zeigt den stark zerstörten Randbereich der bei 950 °C gealterten Probe entsprechend \downarrow in Bild 2.2-13 α_1 . Die sehr Cu-reiche Phase 2 tritt hier nicht mehr auf, dafür nun die Phase 5 - offenbar TiO₂ - und die Cu-reiche Phase 6, die weit in die Keramik eingedrungen ist. Die Hohlräume im vorher dichten Al₂O₃-Gefüge dürften auf den Kirkendal-Effekt zurückzuführen sein. Der Zustand gemäß Bild 2.2-20 wurde erst oberhalb ca. 900 °C in "normaler" Luft beobachtet.

Bild 2.2-21 zeigt die Al₂O₃/Al₂O₃-Lötung mittels 73 Cu/27Ti in schematisch vereinfachter Darstellung: Das gelötete System besteht danach aus 4 Phasen, von denen die Phase 4 offenbar die bindende reaktive Schicht darstellt, deren Dicke δ von $< 0,1 \mu\text{m}$ vor der Alterung auf bis zu mehreren μm nach der Alterung anwächst. Die Phasen 5 und 6 treten nur im angegriffenen Randbereich auf und sind Ausdruck der Zerstörung.

Die Bilder 2.2-22 bis 24 zeigen das bei den Al₂O₃ /Platin-Proben erhaltene Ergebnis. Auch hier ist die Lötung am Rande nicht einwandfrei (Bild 2.2-22 α), in der Mitte dagegen gut (Bild 2.2-22 β). Die Grenzschicht Platin-Lötgut läßt erkennen, daß offenbar Lötgut in das Platinblech diffundiert ist.

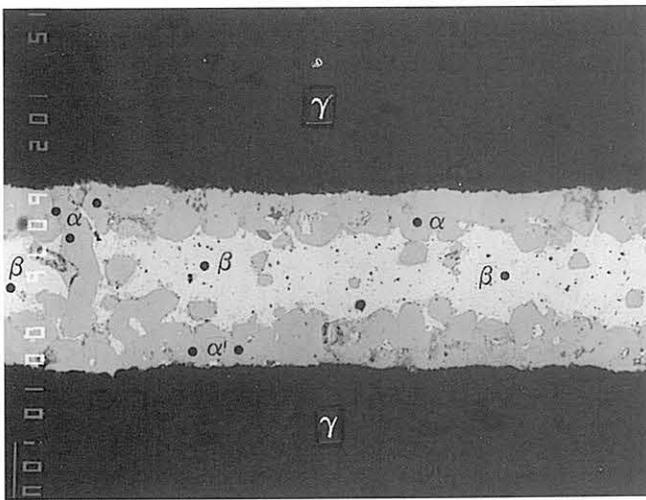


Bild 2.2-15
REM-Aufnahme einer Lötung $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ mittels 73% Cu / 27% Ti vor der Alterung.
Hier: Mittlerer Bereich entsprechend etwa Bild 2.2-12 β .
Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Phase
α	4,7	45,2	5,9	44	1
α'	4,7	43,8	7	44,5	1
β	1,5	0,5	0,5	98	2
γ	52	0	48	0	3

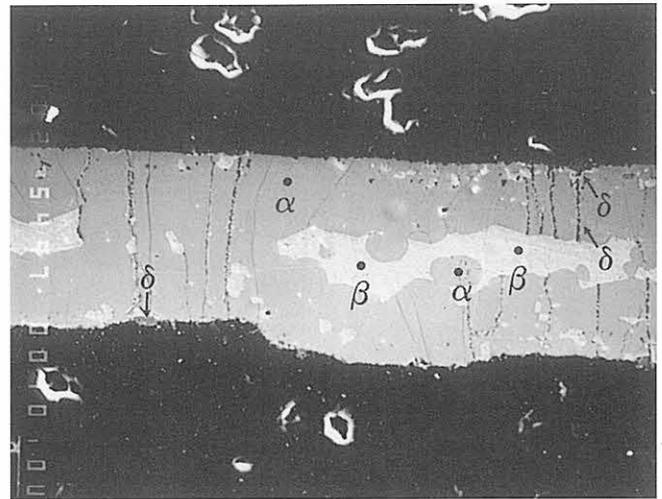


Bild 2.2-16
REM-Aufnahme einer Lötung $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ mittels 73% Cu / 27% Ti nach 4 Wochen Alterung bei ca. 850°C. Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Phase
α	5,3	43,4	6,7	43	1
β	2,6	1,5	0,5	93	2
δ	2	64	26	8	4
ϵ	2	61	19	14	4

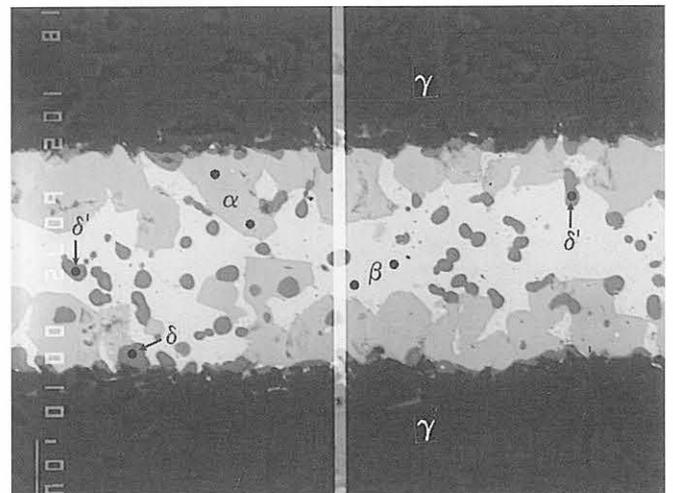
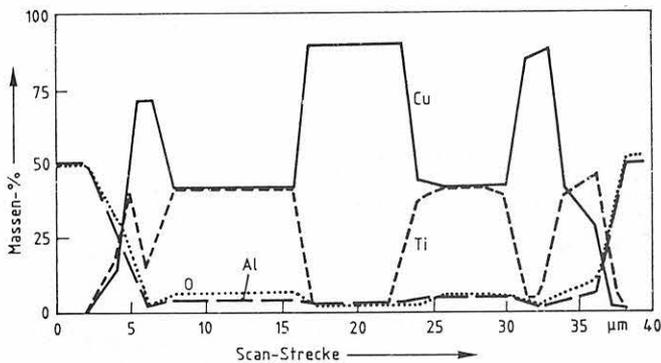


Bild 2.2-18
REM-Aufnahme einer Lötung $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ mittels 73% Cu / 27% Ti nach der Alterung bei ca. 950°C.
Hier: Mittlerer Bereich entsprechend etwa Bild 2.2-13 β . Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Phase
α	6	46	6	42	1
β	4,8	0,6	0,6	94	2
γ	52	0	48	0	3
δ	1	70	28	1	4
δ'	1	69	28	2	4

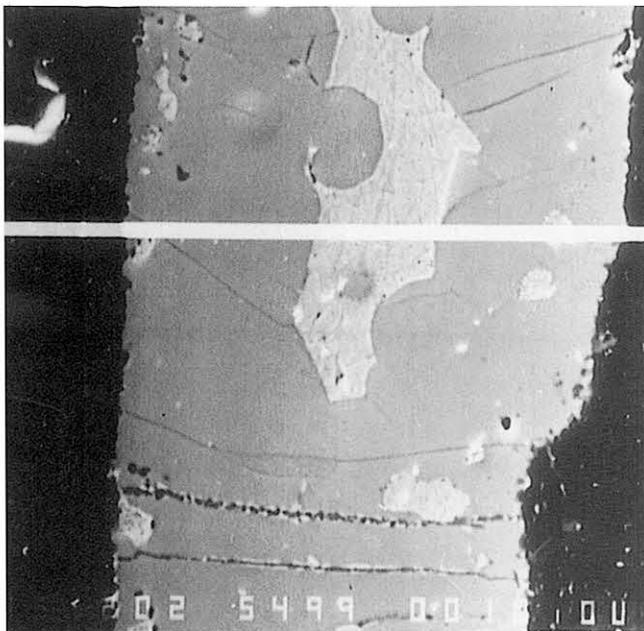


Bild 2.2-17
Scan über eine bei ca. 850°C gealterte Probe gemäß Bild 2.2-16.

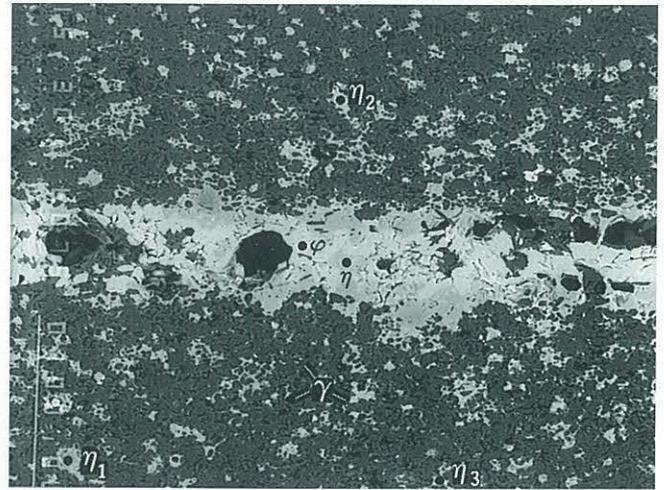
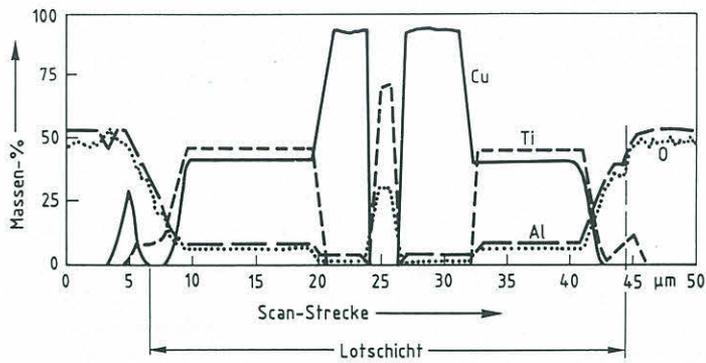


Bild 2.2-20
REM-Aufnahme einer Lötung Al_2O_3/Al_2O_3 mittels 73% Cu / 27% Ti nach der Alterung bei ca. $950^\circ C$.
Hier: Stark zerstörter Randbereich entsprechend \blacktriangledown in Bild 2.2-13 α_1 . Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Phase
γ	52		48		3
φ		59	41		5
η	32,8	0,7	42,3	24,2	6
η_1	33,8		44,6	20,6	6
η_2	31,8		42,5	25,4	6
η_3	31,8		43,5	23,5	6

Die sehr Cu-reiche Phase 2 tritt hier nicht mehr auf, dafür neu die Phasen 5 und 6. Im ursprünglich sehr dichten Al_2O_3 -Gefüge sind Hohlräume entstanden, die vermutlich auf den Kirkendal-Effekt zurückzuführen sind.

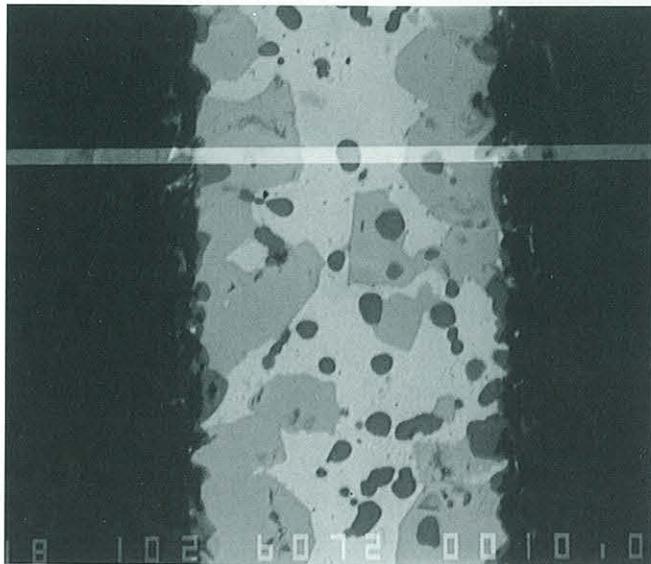
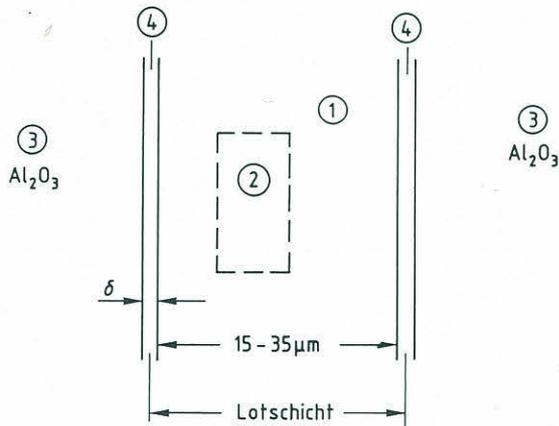


Bild 2.2-19
Scan über eine bei ca. $950^\circ C$ gealterte Probe gemäß Bild 2.2-18.



Phase	Al %	Ti %	O %	Cu %
1	4,5-6	43-46	6-7	42-44
2	1,5-5	0,5-1,5	0,5	94-98
3	52		48	
4	2-1	64-70	26-28	8-1

→ steht für Veränderung durch Alterung

Bild 2.2-21
Schematisch vereinfachte Darstellung einer Al_2O_3/Al_2O_3 -Lötung mittels 73% Cu / 27% Ti. Das System besteht danach aus 4 Phasen, von denen ④ die reaktive Schicht darstellt, deren Dicke δ von $< 0,1 \mu m$ vor der Alterung auf mehrere μm nach der Alterung anwächst.



Bild 2.2-22
Schliffbilder einer ungealterten Al_2O_3/Pt -Lötprobe.
 α Lötspalt am Rande
 β Lötspalt in der Probenmitte

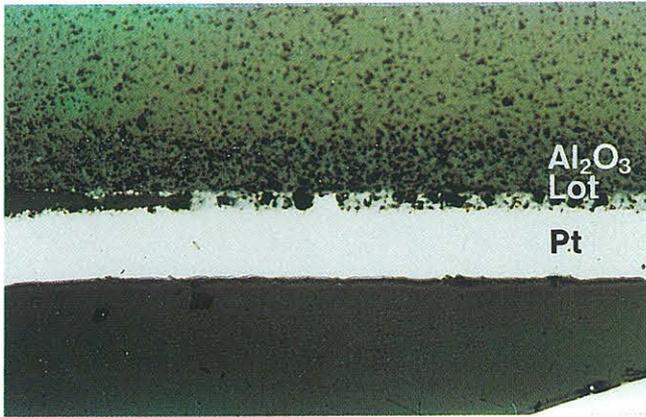


Bild 2.2-23
Schliffbild einer bei ca. 950 °C gealterten Al₂O₃/Pt-Lötprobe.
Lötspalt am Rande entsprechend Bild 2.2-22

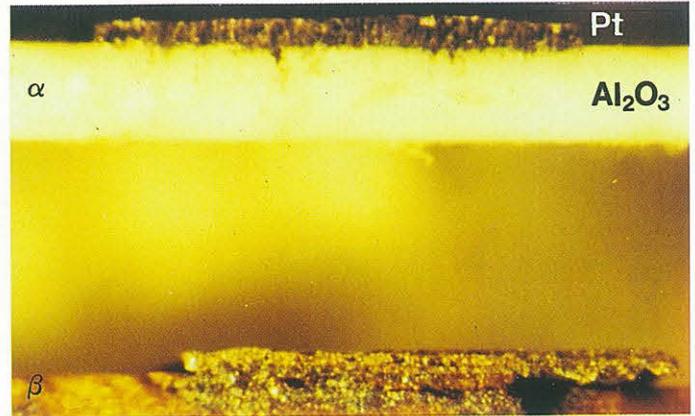


Bild 2.2-24
Vergleich der ungealterten (α) und der bei ca. 950 °C gealterten (β) Lötprobe Al₂O₃/Pt

Bild 2.2-23 zeigt die komplementäre, gemäß c) gealterte Probe:
Die Lötung ist durch die Alterung stark zerstört; Keramik und Platinblech sind angegriffen. Auch hier wurde die starke Reaktion erst oberhalb 900 °C beobachtet.

Bild 2.2-24 zeigt einen direkten Vergleich von gealterter und ungealterter Probe.

Die 4 Wochen bei 850 °C gealterte Probe zeigt gegenüber der ungealterten Probe noch keine auffallenden Veränderungen.
Auch die Al₂O₃/Platin-Lötproben wurden mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) und der Mikrosonde untersucht.

Bild 2.2-25 zeigt den mittleren Bereich der ungealterten Al₂O₃/Pt-Probe etwa entsprechend Bild 2.2-22b sowie die ungefähre Zusammensetzung der erkennbaren Kontrast-Zonen. Bild 2.2-26 zeigt einen Scan über die Probe. Offensichtlich ist Pt durch das Lot bis zur Keramik diffundiert und Ti sowie Cu in das Pt hinein. Ein Vergleich der Kontrast-Zonen des REM-Bildes mit den Punktanalysen und dem Scan zeigt, daß die Zonen hier im Gegensatz zu Al₂O₃/Al₂O₃-Lötung nicht eindeutig als Phasen gewertet werden können; nur die Zone e dürfte der Phase 2 der Al₂O₃/Al₂O₃-Lötung entsprechen.

Bild 2.2-27 zeigt den mittleren Bereich einer bei 850 °C gealterten Probe. Die Zone e ist hier schärfer ausgeprägt, die Zone i dürfte der mit Pt+Cu durchsetzten "Reaktionsphase" 4 entsprechen. Es ist zu vermuten, daß die Festigkeit durch den hohen Pt+Cu-Anteil vermindert wird. Die Bilder 2.2-28,29 zeigen 2 Scans über die Probe.

Bild 2.2-30 zeigt den mittleren Bereich einer bei 950 °C gealterten Probe entsprechend Bild 2.2-23 bzw. 24β. Das Bild vermittelt im Vergleich zu Bild 2.2-25 den Eindruck einer Zerstörung der Lötung; die Scans in den Bildern 2.2-31,32 verstärken diesen Eindruck: Ti und Cu sind unter Lockerung des Gefüges weit in die Keramik eingedrungen und Cu ist tief in das Pt eindiffundiert.

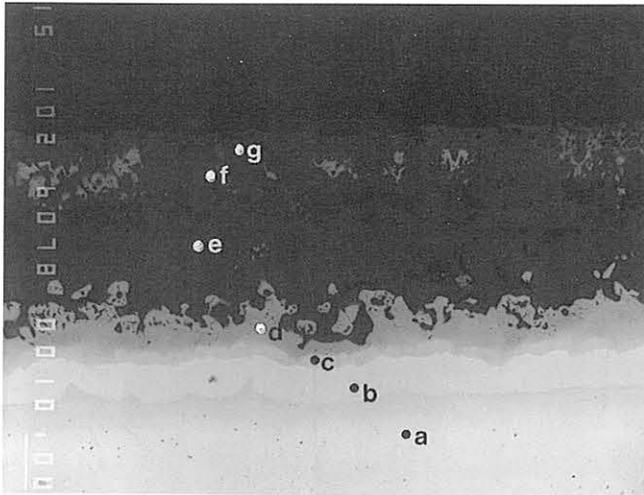


Bild 2.2-25
REM-Aufnahme einer Lötung Al₂O₃/Pt mittels 73% Cu/27% Ti vor der Alterung:
Hier: Mittlerer Bereich entsprechend etwa Bild 2.2-22 β. Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Pt %
a	<0,1	<0,1	0,2	0,5	98,5
b	0,3	6,5	<0,1	4,5	87,5
c	0,2	10	0,3	13	77
d	<0,1	16,5	0	24,5	58,7
e	1,3	0,3	<0,1	98	0,5
f	1,4	1,8	0,3	96	0,8
g	1,7	9,8	0,8	82	5,5

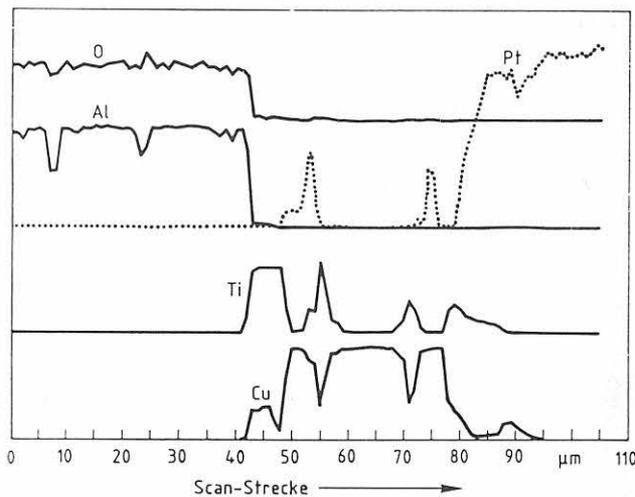


Bild 2.2-26
Scan über eine ungealterte Al₂O₃/Pt-Lötprobe gemäß Bild 2.2-25.

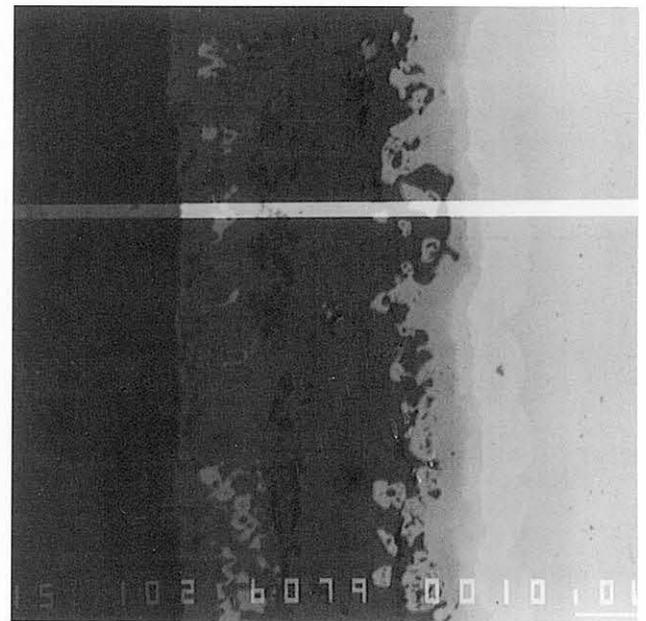
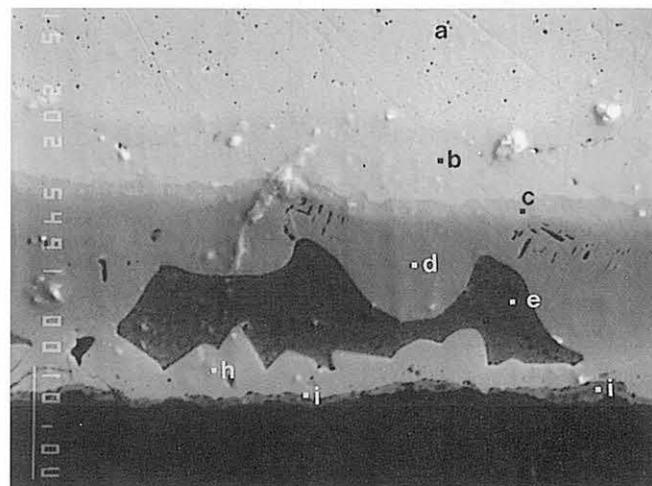


Bild 2.2-27
REM-Aufnahme einer Lötung Al₂O₃/Pt mittels 73% Cu/27% Ti nach 4 Wochen Alterung bei ca. 850 °C. Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Pt %
a	wurde hier nicht analysiert				
b	0,1	4,5	0,2	4,1	91
c	<0,1	9,4	0,6	13	77
d	<0,1	18,6	0,5	36,4	44,5
e	0,9	1,2	0,6	96,7	0,3
h	<0,1	38	5,0	2,1	55
i	6,2	40	9,7	21	23



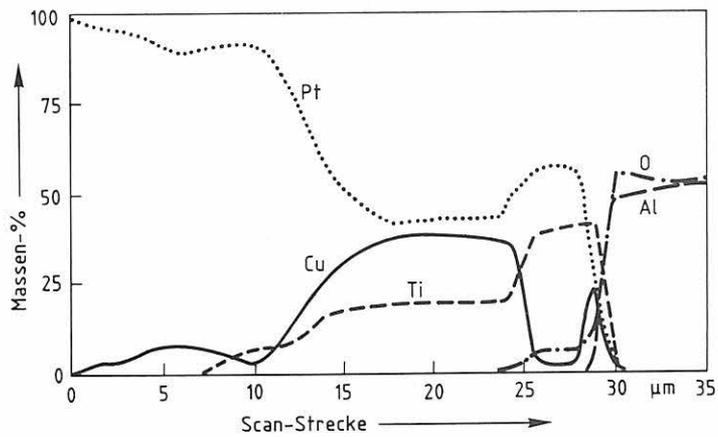


Bild 2.2-28
Scan über eine bei ca. 850° C gealterte Al₂O₃/Pt-Lötprobe gemäß Bild 2.2-27.

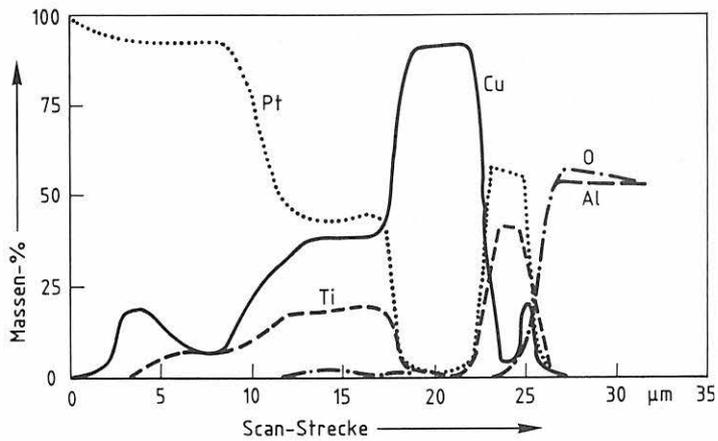
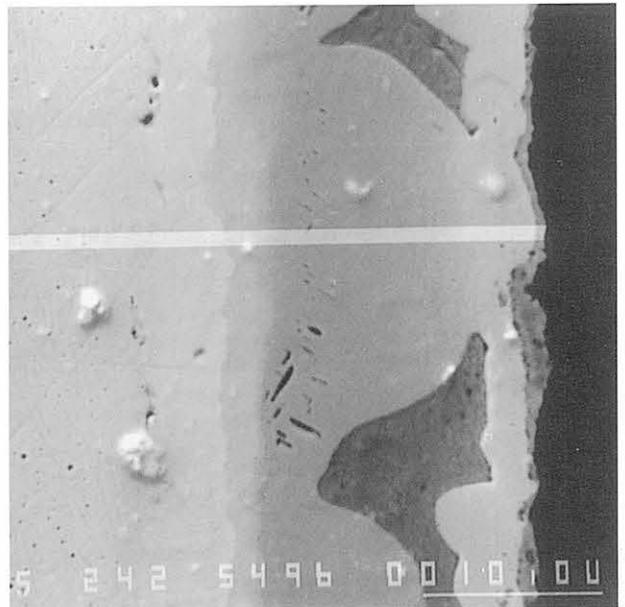


Bild 2.2-29
Scan über eine bei ca. 850° C gealterte Al₂O₃/Pt-Lötprobe gemäß Bild 2.2-27.

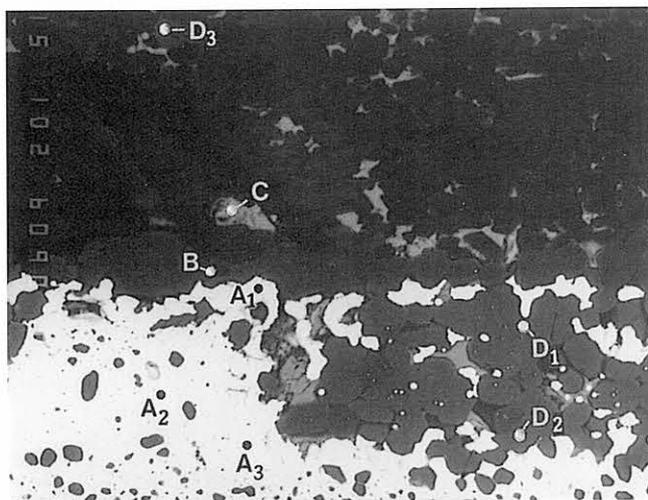


Bild 2.2-30
REM-Aufnahme einer Lötung Al₂O₃/Pt mittels 73% Cu/27% Ti nach der Alterung bei ca. 950° C.
Hier: mittlerer Bereich entsprechend etwa Bild 2.2-23 bzw. 24β. Die verschiedenen Zonen haben folgende Zusammensetzung:

Zone	Al %	Ti %	O %	Cu %	Pt %
A ₁	<0,1	0,2	0,2	6,0	92,7
A ₂	<0,1	0,1	<0,1	4,8	95,3
A ₃	<0,1	0,3	0,3	4,8	93,8
B	33	0,3	44	22	<0,1
C	4,6	0,1	37,9	57	0,3
D ₁	1,7	55	42	1,2	1,3
D ₂	3,5	50	45	1,5	0,6
D ₃	0,8	54	45	0,4	<0,1

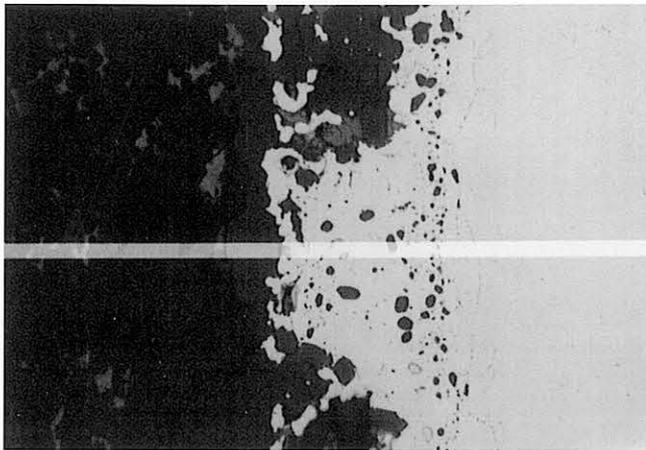
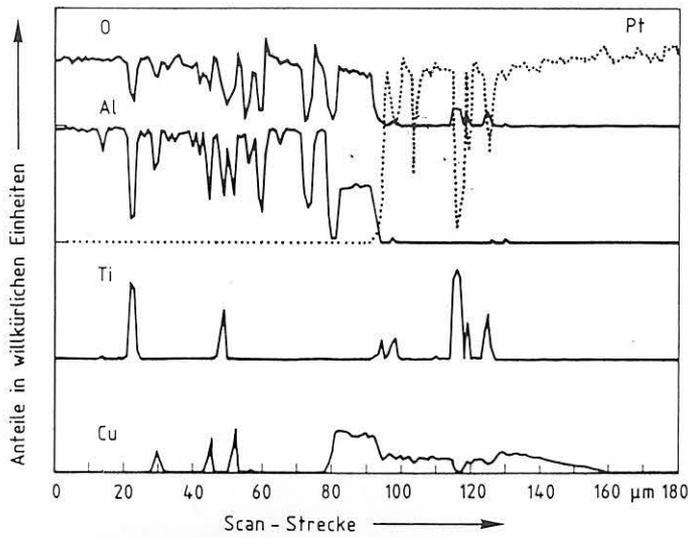


Bild 2.2-31
Scan über eine bei ca. 950 ° C gealterte Al₂O₃ /Pt-Lötprobe
gemäß Bild 2.2-30.

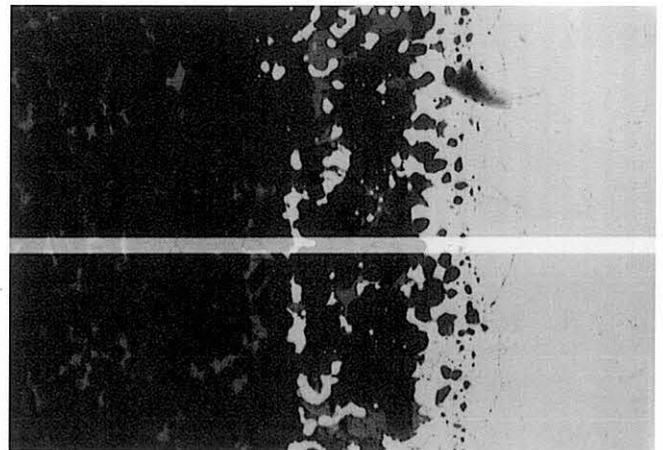
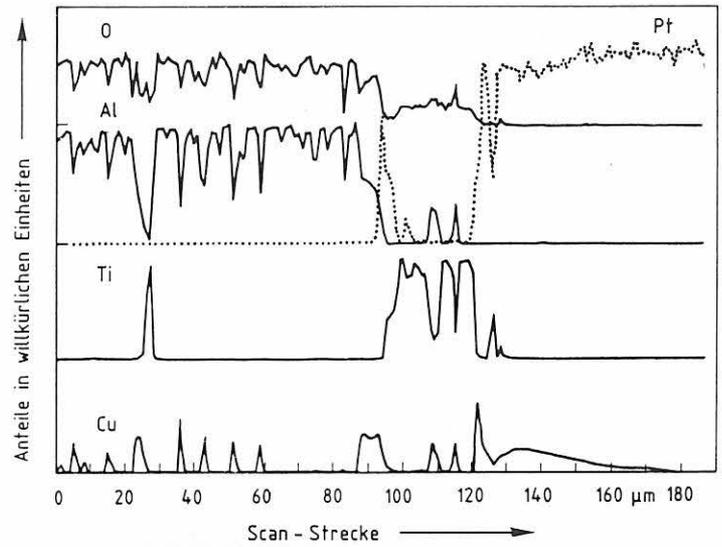


Bild 2.2-32
Scan über eine bei ca. 950 ° C gealterte Al₂O₃ /Pt-Lötprobe
gemäß Bild 2.2-30.

Schlußfolgerung:

Lötungen Al₂O₃/Al₂O₃ mittels 73 Cu/27 Ti sind bis 850 °C auch in Gegenwart von Luft offensichtlich langzeitstabil; oberhalb etwa 900 °C setzt in Gegenwart von Luft (Sauerstoff?) eine Zerstörung sowohl der Löttschicht als auch der lotnahen Keramik ein, die an der Grenzfläche Lot/Luft beginnt; im Inneren des Lötspaltes - in Abwesenheit von "Luft" - ist die Löttschicht dagegen auch nach 6 Tagen bei 950 °C fast unverändert.

Lötungen Al₂O₃/Pt mittels 73 Cu/27 Ti zeigen nach 4 Wochen bei 850 °C deutliche Veränderungen insofern, als Ti und Cu tiefer in das Platin eindiffundiert sind und Pt einen "Stau" vor der Grenzfläche Lot/Keramik bildet; oberhalb etwa 900 °C beginnt eine rasche Zerstörung der Lötung. Die Lötung ist somit schon bei 850 °C nicht mehr als langzeitstabil anzusehen.

2.3 Das Sputterproblem

Um das Problem des Überganges Keramik (Tragende Konstruktion)-Metall (Elektroden, Leiterbahnen) zu minimieren, sollten die Elektroden und Leiterbahnen in Form ca. 1-2 μm dicker Metallschichten aufgesputtert werden; die Problematik der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten konnte so leicht eliminiert werden. Zu klären war dafür die Frage, mit welchem Metall auf welcher Keramikoberfläche und in welcher Prozeßweise hochtemperaturfeste Sputterschichten in geeigneter Form erzielt werden konnten. Als Metall wurde Platin (Pt) gewählt: sein Schmelzpunkt ist mit 1774 °C ausreichend hoch und seine chemische Beständigkeit hervorragend; es war daher zu erwarten, daß gesputterte Pt-Schichten auch in "normaler" Atmosphäre bei 1000 °C langzeitbeständig sind. Platin ist überdies ausreichend duktil, um eine Kontaktierung (siehe Abschnitt 2.4) auch mittels z. B. der Thermosonic-Bondung als aussichtsreich erscheinen zu lassen.

Als Keramikoberfläche stand zunächst nur die feingeschliffene Oberfläche der Alsint-Keramik von Haldenwanger zur Verfügung, die für den flachen Aufnehmer gemäß Abschnitt 2.1 verwendet wurde. Später wurde auch sogenannte Substrat-Keramik mit zum Teil geläppter und auch flamppolierter Oberfläche untersucht. Die Substrat-Keramik ist sehr viel feinkörniger als die Alsint-Keramik, dafür allerdings auch erheblich thermoschockempfindlicher, vergl. Abschnitt 2.4. Alle verwendeten Keramiken hatten eine Reinheit $\text{Al}_2\text{O}_3 \geq 99,7\%$ und waren porendicht gesintert.

Der Sputterprozeß wurde vom Labor 5.31 der BAM ausgewählt und durchgeführt. Die Proben wurden nach der Reinigung (insbesondere mit kochendem Königswasser) zunächst mit einer sehr dünnen Schicht Titan (als Haftvermittler) und dann mit etwa 1-2 μm Platin besputtert. Für die grundlegenden Versuche wurde ohne Maske gesputtert, zur Gewinnung spezieller Elektrodenformen wurden mechanische (Folien-) Masken verwendet; auf die Anwendung des photolithographischen Prozesses zur Strukturierung der Sputterschichten wurde wegen der besonderen Schwierigkeiten, die mit der Ätzung von Platin zusammenhängen, zunächst verzichtet. Das Ergebnis der Untersuchung ist beispielhaft und summarisch in den Bildern 2.3-1 bis 2.3-4 dargestellt.

Bild 2.3-1 zeigt REM-Aufnahmen einer im Mittel ca. 0,8 μm dicken Pt-Schicht auf Alsint-Keramik. Die Bilder der ungealterten Schicht las-

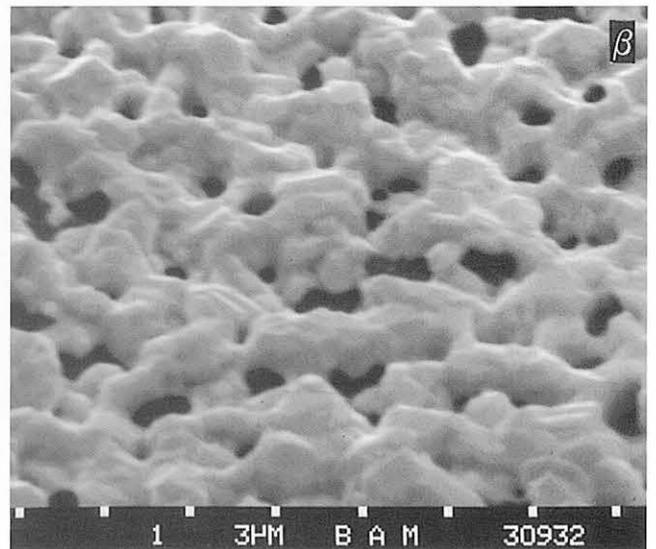
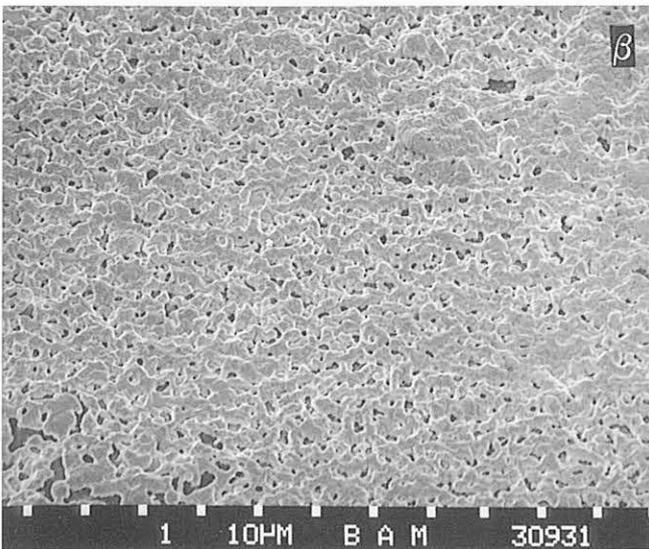
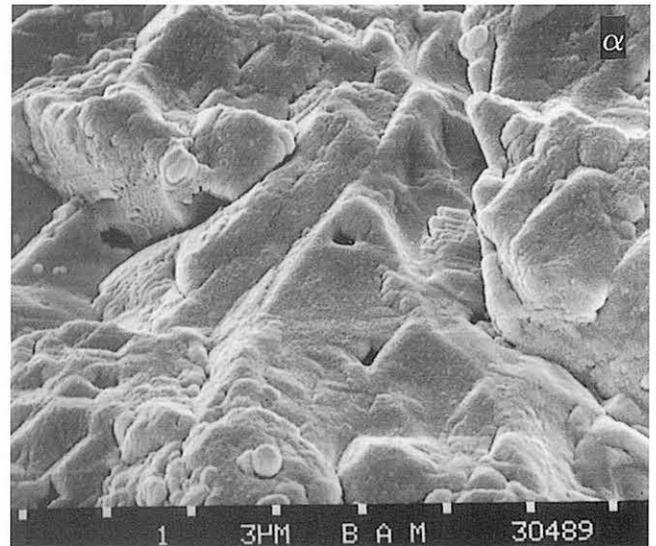
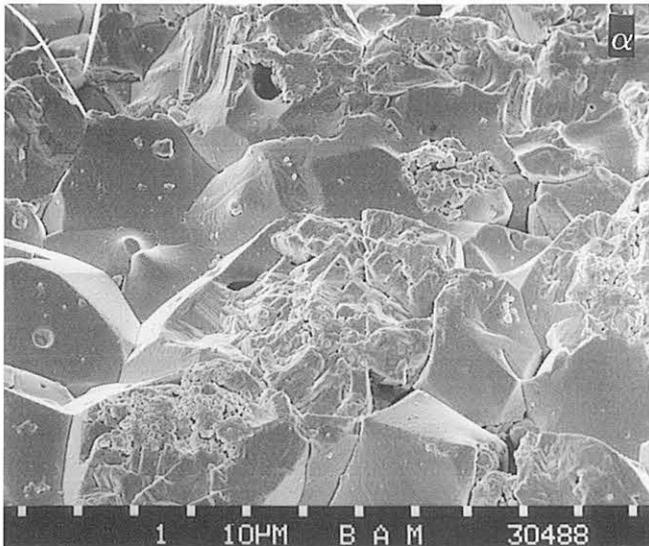


Bild 2.3-1
Verhalten einer ca. $0,8 \mu\text{m}$ dicken Platinschicht auf AlSiNt-Keramik
 α) Die Schicht ungealtert; β) Die Schicht nach 1100 h bei 1000°C an Luft.

sen die relative Grobkörnigkeit dieser Keramik erkennen; sie führt zu einer recht rauhen Oberfläche. Die strukturellen Feinheiten dieser Oberfläche werden durch die ca. $0,8 \mu\text{m}$ dicke Pt-Schicht praktisch nicht beeinträchtigt: selbst feine Spalten $\ll 1 \mu\text{m}$ Breite bleiben sichtbar, d. h. werden nicht zugesputtert; die Schicht ist daher im Mikrobereich ungleichmäßig. Nach 1100 h bei 1000°C an Luft ist die Schicht einerseits glatter geworden, andererseits aber auch löcherig.

Bild 2.3-2 zeigt REM-Aufnahmen einer ca. $2,5 \mu\text{m}$ dicken Pt-Schicht auf der gleichen Keramik. Auch diese wesentlich dickere Schicht läßt die Feinheiten der Oberfläche noch gut erkennen, wenngleich die Tendenz zum Zudecken deutlich wird; letztes gilt besonders für die gealterte Schicht nach wiederum 1100 h bei 1000°C an Luft.

Bild 2.3-3 zeigt REM-Aufnahmen einer ca. $0,8 \mu\text{m}$ dicken Pt-Schicht

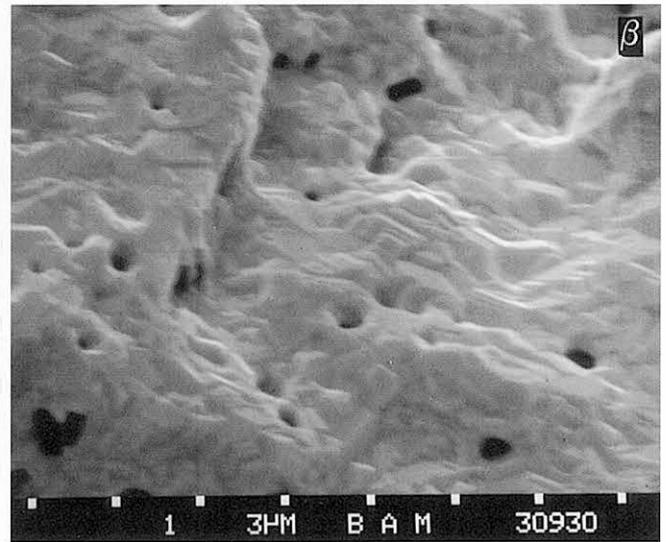
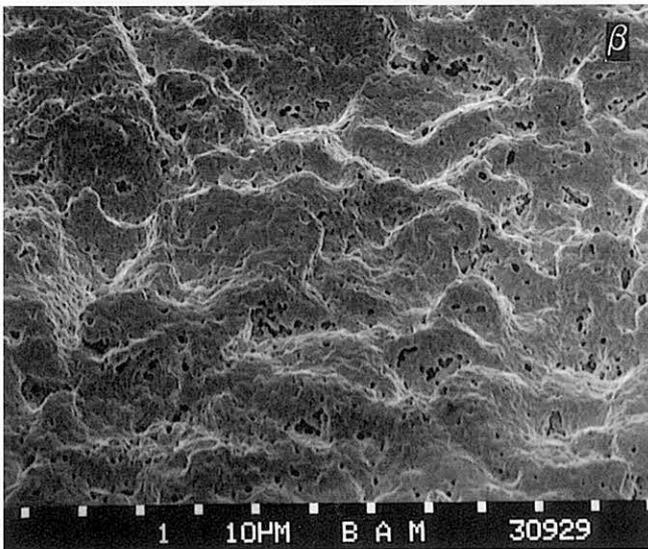
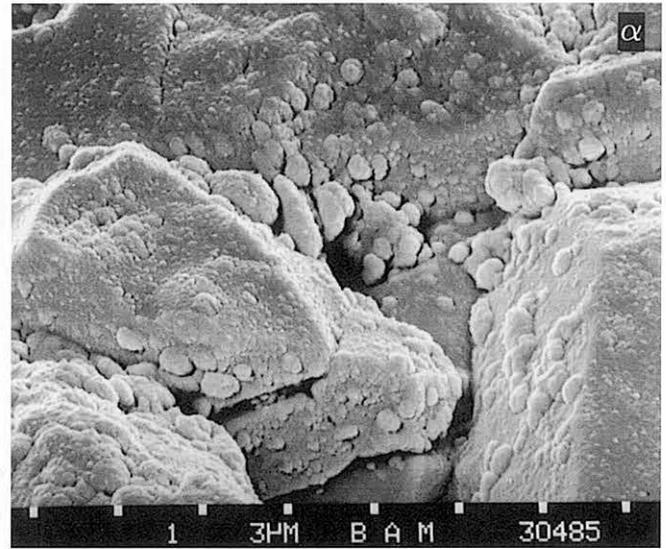
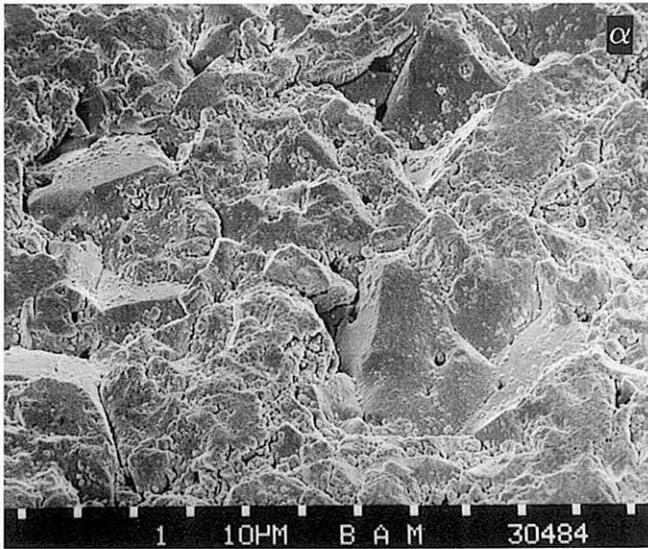


Bild 2.3-2
Verhalten einer ca. 2,5 μm dicken Platinschicht auf Al₂O₃-Keramik.
 α) Die Schicht ungealtert; β) Die Schicht nach 1100 h bei 1000 °C an Luft

auf Al₂O₃-Substratkeramik. Die Keramik ist deutlich feinkörniger und die 0,8 μm dicke Pt-Schicht ähnelt nach der thermischen Alterung der 2,5 μm dicken Schicht gemäß Bild 2.3-2.

Bild 2.3-4 zeigt REM-Aufnahmen einer ca. 0,8 μm dicken Pt-Schicht auf Al₂O₃-Substratkeramik nach 1270 h bei 1000 °C in Luft. Hier ist die Schicht nicht nur löcherig, sondern bis zur Inselbildung entartet. Eventuell hat hier auch der "Schwundeffekt" (siehe unten) die Schichtdicke vor der "Entartung" stark reduziert.

Die Bilder 2.3-1 bis 2.3-4, die hier beispielhaft für viele weitere wiedergegeben sind, lassen 2 Grundtendenzen erkennen:

1. Dünne Schichten reißen bei hoher Temperatur infolge der Oberflächenspannung durch Oberflächendiffusion auf; die Oberflächendif-

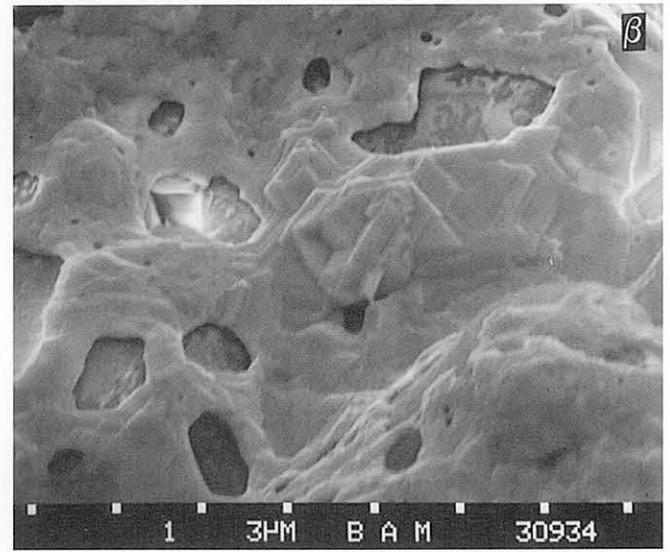
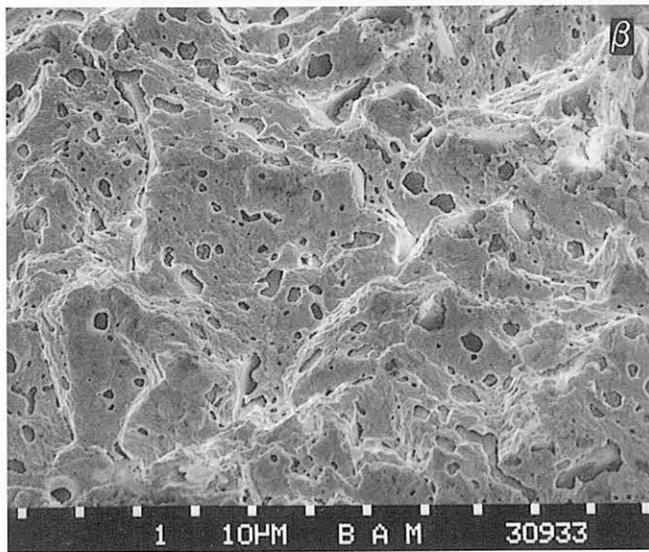
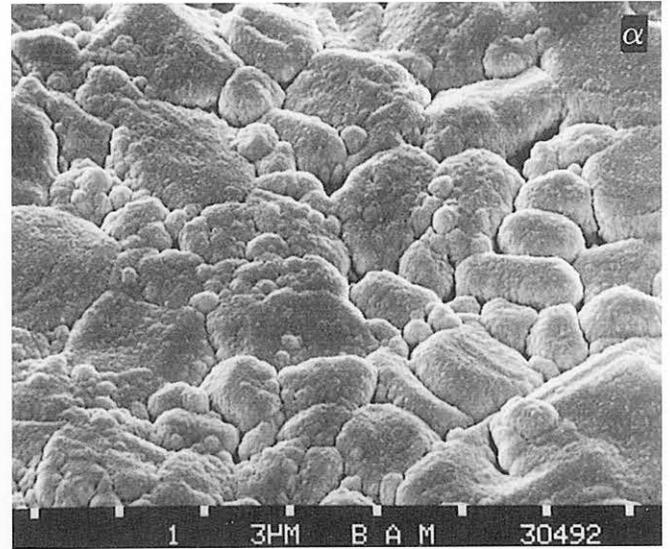
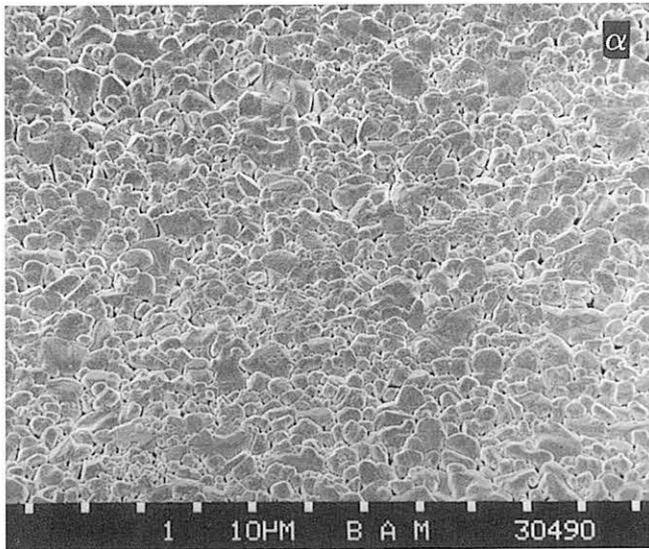


Bild 2.3-3
Verhalten einer ca. 0,8 μm dicken Platinschicht auf Al_2O_3 -Substratkeramik.
 α) Die Schicht ungealtert; β) Die Schicht nach 1100 h bei 1000 °C an Luft.

fusion führt schließlich zur Inselbildung. Glatte Oberflächen begünstigen diesen Vorgang.

2. Dicke Schichten werden mehr durch Rekristallisation und Kornwachstum verändert. Dieser Prozeß bewirkt ein Herauswachsen der Schicht aus den Rauhtiefen, d. h. die Schicht wird glatter.

Bei den hier untersuchten Schichten mit Dicken $< 3 \mu\text{m}$ sind beide Tendenzen parallel wirksam. Darüber hinaus gibt es jedoch noch eine weitere Tendenz: das Schwinden der Schicht. Nachdem die ersten Langzeitalterungen sehr zufriedenstellend verlaufen waren, erbrachte eine Wiederholung ein sehr unbefriedigendes Ergebnis: ca. 1 μm dicke Schichten waren schon nach 50 h bei 1000 °C verschwunden; einzelne Schichten selbst bei nur 820 °C schon nach 72 h bis zur Unbrauchbarkeit angegriffen (siehe Bild 2.3-5).

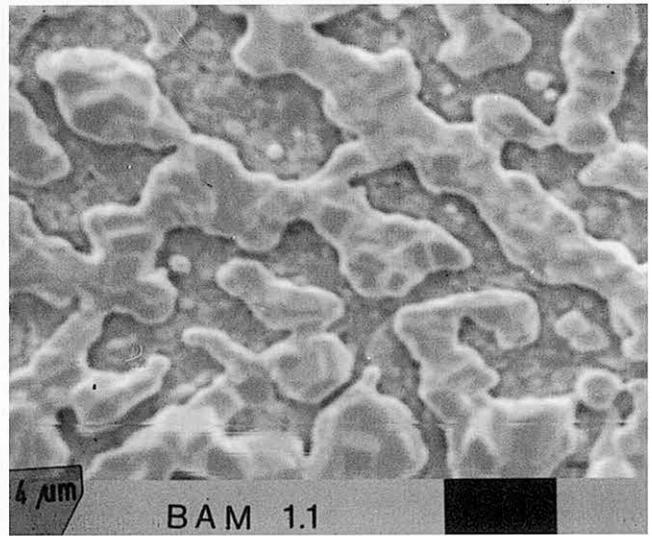
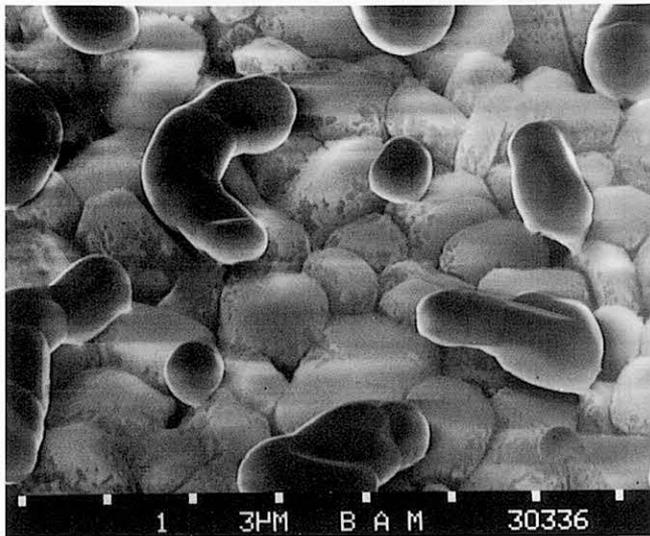
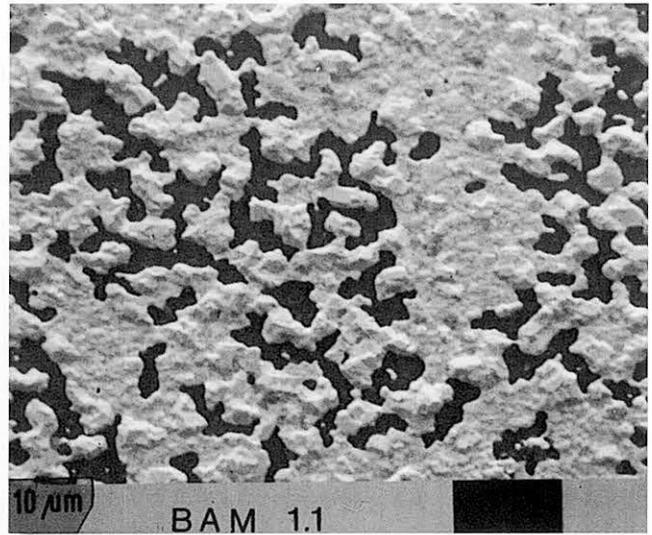
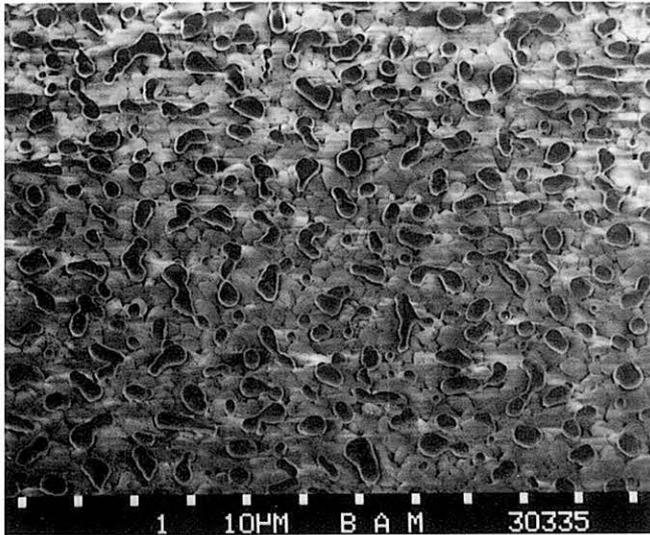
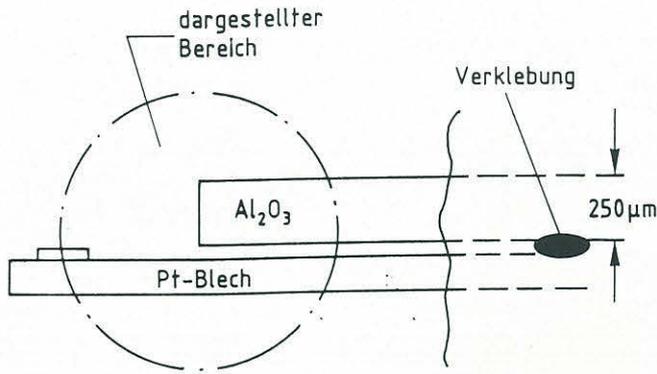


Bild 2.3-4
Zustand einer auf Al_2O_3 -Substratkeramik gesputterten ca. $0,8 \mu\text{m}$ dicken Platinschicht nach 1270 h bei 1000°C an Luft.

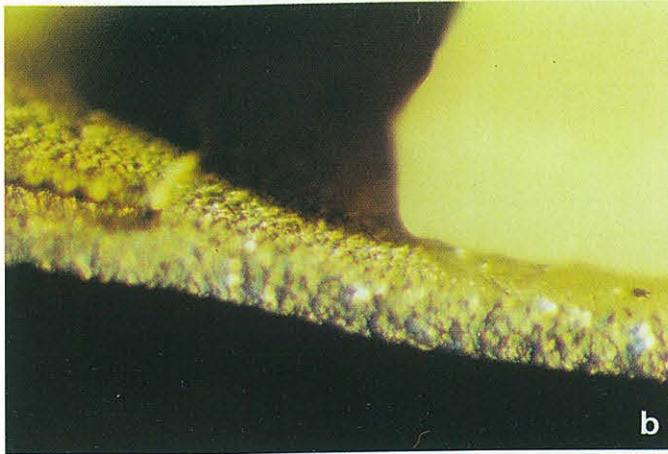
Bild 2.3-5
Auf Substrat-Keramik (Al_2O_3) gesputterte Platinschicht von ca. $1 \mu\text{m}$ Dicke nach 3 d bei 820°C an Luft.

Dieser Schwundeffekt an dünnen Pt-Schichten wurde auch schon von anderen an Keramiken ganz anderer Hersteller beobachtet, ist jedoch anscheinend nirgends publiziert worden. Er kann auch an massiven Pt-Elektroden auftreten, was den Schluß zuläßt, daß das Verschwinden des Pt nicht auf Diffusion in die Keramik hinein beruht. Dieser Effekt kann auftreten, muß es aber nicht, was seine Aufklärung sehr erschwert. Nach H. Jehn [21] ist dieser Schwundeffekt auf die Bildung von PtO_2 zurückzuführen, das schon bei $\leq 1000^\circ\text{C}$ etwa in dem Ausmaß sublimiert, wie es auch hier beobachtet wurde; weitere Angaben siehe bei H. Jehn.

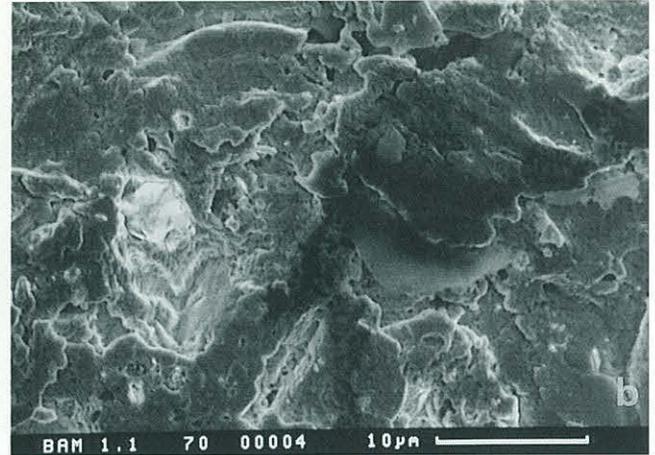
Die Bilder 2.3-6 und 7 vermitteln einen Eindruck von der Veränderung, die massives Platin durch ca. 2000 h Auslagerung bei 550°C erfahren hat; es handelt sich hierbei um ein Teil eines zerlegten kapazitiven



a



b



c

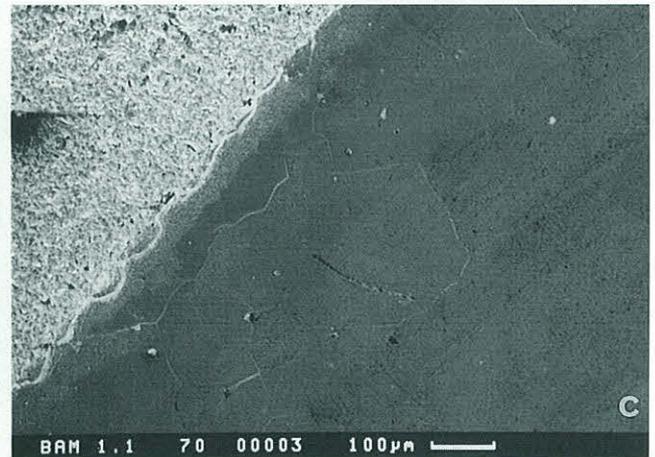


Bild 2.3-6
Al₂O₃-Plättchen-Platinblechverbund aus einem Aufnehmer
des Typs Cerl-Planer nach ca. 2000 h bei 550 °C.
a) Prinzipielle Anordnung
b) Seitenansicht
c) Draufsicht nach Entfernung des Al₂O₃-Plättchens

Bild 2.3-7
REM-Bilder der Anordnung gemäß Bild 2.3-6
a) nahezu unangegriffen
b) stark angegriffener „freier“ Bereich
c) beide Bereiche mit Grenze

Hochtemperaturaufnehmers vom Typ Cerl-Planer. Das ursprünglich glatte Platinblech ist im "freien" Bereich stark angegriffen, in dem durch das Al₂O₃-Plättchen "abgeschatteten" Bereich dagegen nahezu unverändert.

Eine Möglichkeit zum Reduzieren des Schwundeffektes ist das Aufspalten einer dünnen Schicht (ca. 0,1 μm) Al₂O₃ auf das Platin. Die

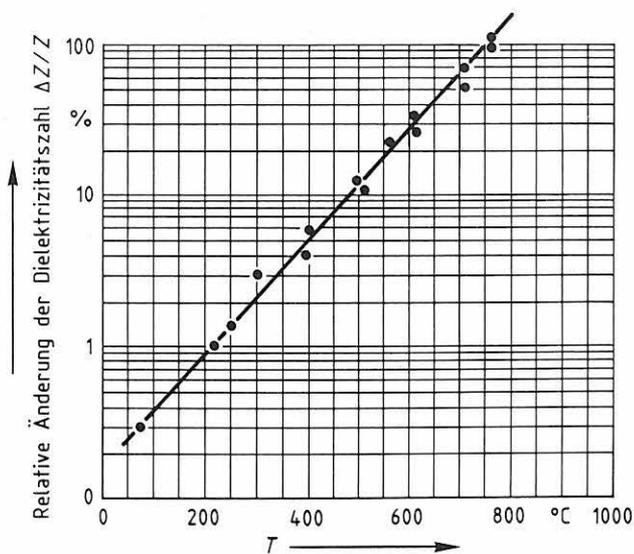


Bild 2.3-8
Änderung der relativen Dielektrizitätszahl von Al_2O_3 als Funktion der Temperatur, gemessen bei 5 kHz.

Schicht muß dünn sein im Vergleich zur Luftspaltbreite, damit die verhältnismäßig große relative Dielektrizitätszahl des Al_2O_3 (ca. 8 bei Raumtemperatur) mit ihrer starken Temperaturabhängigkeit (Bild 2.3-8) die Kapazität des Aufnehmers nicht wesentlich beeinflusst. Sie muß andererseits nicht absolut dicht sein, um den Schwundeffekt hinreichend zu eliminieren.

Eine solche Schutzschicht hätte überdies für gesputterte Platinschichten noch den Vorteil, daß die Oberflächendiffusion, die bis zur Inselbildung führen kann (siehe Bild 2.3-4), stark behindert wird. Orientierende Versuche haben gezeigt, daß die Aufsputterung einer derartigen Schutzschicht ein erfolgversprechender Weg ist: der Oberflächenwiderstand gesputterter Platinschichten ändert sich beim Alterungsversuch ohne Schutzschicht sehr viel stärker als unter einer ca. $0,1 \mu\text{m}$ dicken Al_2O_3 -Schicht. Systematische Versuche, insbesondere auch über lange Zeit, stehen jedoch noch aus.

2.4 Das Kontaktierungsproblem

Das dritte Teilziel war die Lösung des Kontaktierungsproblems. Gebräuchliche Lötverfahren waren wegen der hohen Einsatztemperatur nicht anwendbar, das Thermokompressions- oder das Thermosonic-Verfahren wurden für die hier vorliegenden Randbedingungen von Schichtmaterial / Schichtdicke / max. Einsatztemperatur bisher anscheinend nicht erprobt.

Als Provisorium wurden zunächst weiche Platinstifte in besputterte Kontaktierungsbohrungen "eingenietet"; diese Stifte wurden dann durch Punktschweißung mit den Anschlußleitungen verbunden (siehe z. B. Bild

2.1-8). Das Verfahren erwies sich als durchaus hochtemperaturfest, ist jedoch konstruktiv nicht sehr befriedigend, da u. a. die spröde Keramik beim Einpressen des Stiftes leicht bricht.

Mit einer improvisierten Versuchseinrichtung wurden dann Thermokompressionsbondungen versucht: Bondung eines $150\ \mu\text{m}$ \emptyset -Drahtes aus Platin auf eine $1\text{-}2\ \mu\text{m}$ dicke Platinschicht. Die Versuche zeigten, daß solche Bondungen möglich sind. Zur Erzielung einer reproduzierbar guten Bondung ist jedoch der aufwendige Bau einer besonderen Thermokompressionseinrichtung mit zwischen ca. $1000\ \text{°C}$ und $1500\ \text{°C}$ variierbarer Temperatur und feinfühlig einstellbarer Kompression erforderlich. Das Verfahren wird auch in der Literatur beschrieben [22].

Es wurde ferner das Kontaktieren mittels Hochtemperaturlötung untersucht. Als Lot wurde reines Gold gewählt, da nur dieses Material den Anforderungen hinsichtlich hohem Schmelzpunkt ($1064\ \text{°C}$) und ausreichender Korrosionsbeständigkeit genügt. Die Lötung wurde mit einem Mikrolötgerät mit sehr feiner, aber heißer Flamme durchgeführt: An einem Platindraht von $150\ \mu\text{m}$ \emptyset wurde ein Stückchen Golddraht zu einem Tröpfchen geschmolzen, das auf die $1\text{-}2\ \mu\text{m}$ dicke Platinsputterschicht aufgeschmolzen wurde. Der Aufschmelzvorgang durfte nicht länger als ca. 1 Sek. dauern, da anderenfalls der Goldtropfen die dünne Platinschicht zerstörte. Mit einigem Geschick ließ sich der Lötprozeß aber gut beherrschen; er führte zu einer Verbindung, deren Festigkeit größer war als die des Platindrahtes.

Die Bilder 2.4-1 und 2 zeigen beispielhaft REM-Aufnahmen solcher Lötungen. Besonders Bild 2.4-1b läßt deutlich werden, daß Lötungen mit Gold nach längerer Zeit bei $1000\ \text{°C}$ infolge Kornwachstum zur Versprödung neigen; auch der Platindraht zeigt schon deutlich Kornwachstum.

Ein wesentliches Problem derartiger Hochtemperaturlötungen ist die Wärmeschockempfindlichkeit der Keramiken. Während sich der Lötprozeß bei der Alsinatkeramik relativ problemlos durchführen ließ, verursachte er bei großflächigen Proben ($> 1\ \text{cm}^2$) aus Substratkeramik fast immer ein Zerspringen. Das Kontaktieren mittels Hochtemperaturlötung stellt daher nur eine eingeschränkte Problemlösung dar.

Große Hoffnung wurde daher auf das Thermosonic-Bonden gesetzt. Zur Verfügung stand ein Bondgerät der Fa. Kulicke & Soffa, Wedge-Bonder Modell 4123. Das Gerät ist mit einem heizbaren Substrathalter ausge-

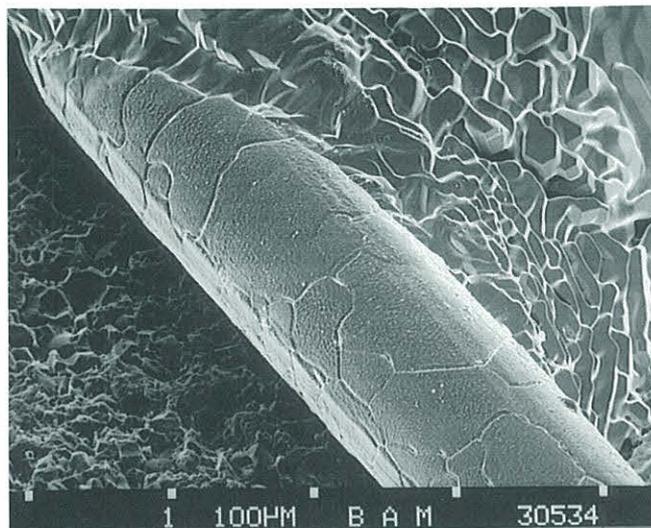
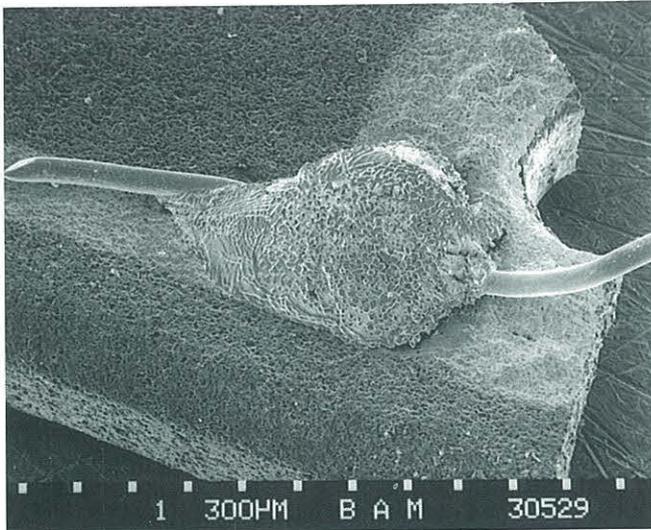


Bild 2.4-1
Platindraht, 150 μm \varnothing , mit reinem Gold auf eine ca. 1,5 μm dicke, auf Alsin-Keramik gesputterte Platinschicht gelöte Zustand nach 200 h bei 1000° C

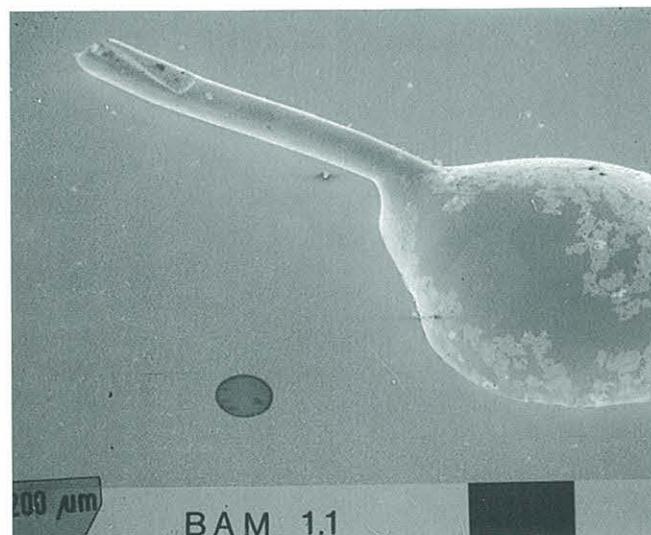


Bild 2.4-2
Platindraht, 150 μm \varnothing , mit reinem Gold auf eine ca. 1,5 μm dicke, auf polierte Substratkeramik gesputterte Platinschicht gelöte. Zustand ungealtert.

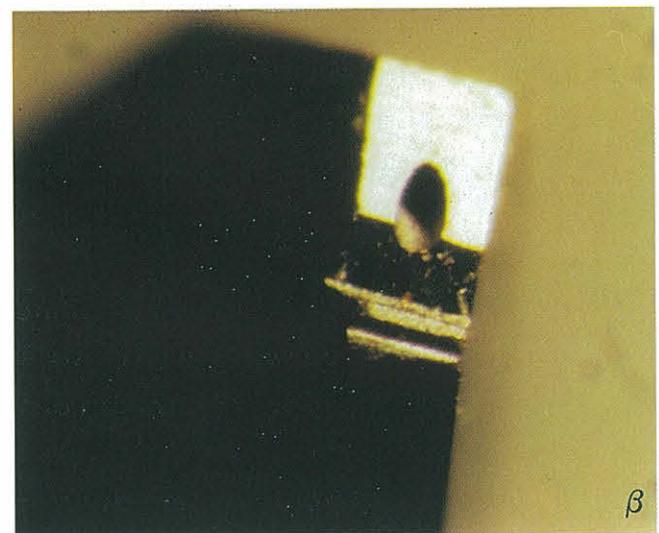


Bild 2.4-3
Der Wedge des Bondgerätes

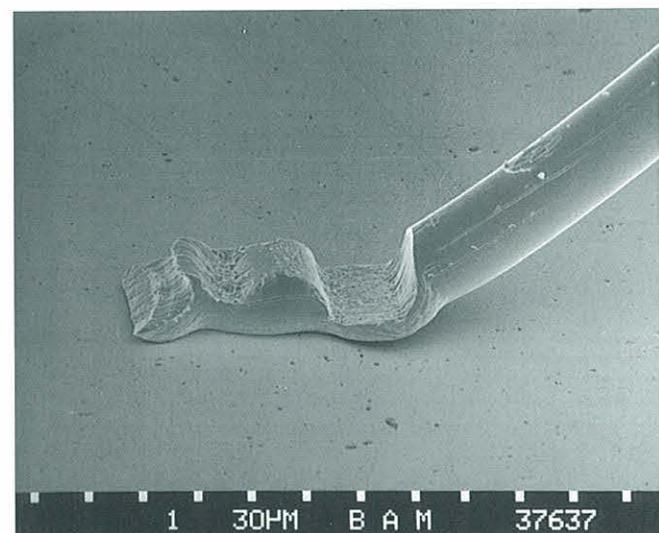


Bild 2.4-4
Bond eines Golddrahtes auf einer mit Platin besputterten Substratkeramik

stattet. Damit läßt sich das Substrat bis auf ca. 300 °C vorheizen. Das Warmbondsoll die Zuverlässigkeit des Prozesses relativ zum Kaltbonds erhöhen. In der Literatur wird der Temperatur allerdings nur geringe Bedeutung beigemessen [23].

Da es für die Kombination "Pt-Draht auf gesputterte Pt-Schicht" keine Erfahrungswerte für die geeigneten Bondparameter gab, mußten diese erst ermittelt werden. Als Maß für die Qualität einer Bondung wurde die Kraft gewählt, die zum Aufreißen eines Loops [siehe Bild 2.4-5] erforderlich ist; sie wurde mit einem elektrischen Kraftaufnehmer gemessen und als jeweiliger Spitzenwert abgespeichert.

Zunächst wurden Versuche mit 50 µm-dickem Bonddraht aus Gold durchgeführt; Gold ist erheblich duktiler als Platin und erleichtert dadurch die ersten der Orientierung dienenden Bondversuche. Zur Optimierung konnten sowohl die Bondparameter "Andruckkraft des Wedges" (Force) und US-Energie (Power) als auch die Substrattemperatur variiert werden.

Bei Raumtemperatur, d. h. also ohne Substraterwärmung, ließen sich durchaus gute Ergebnisse erzielen (Aufreißkraft 80-90 mN); sie waren aber großen Streuungen unterworfen.

Mit Erhöhung der Substrattemperatur auf 100 °C verringerte sich die zur Plastifizierung des Drahtes erforderliche Energie. Die Wiederholbarkeit der Bondergebnisse wurde wesentlich grösser als im Kaltzustand.

Bei 200 °C verbesserten sich die Ergebnisse nocheinmal. Bereits die Einstellparameter des Vorversuchs (100 °C) ergaben bei 200 °C größere Festigkeiten (Aufreißkraft bis zu 150 mN). Eine Optimierung brachte eine weitere Verbesserung. Die Schwingungsamplitude wurde aber bereits so klein, daß es während des Bondens zu Einschwingproblemen kam. Das System sprach dann gar nicht erst an. Die Streuung war ähnlich der bei 100 °C.

Erhebliche Verbesserungen bei noch höheren Temperaturen wurden nicht beobachtet.

Bei der Beurteilung der Qualität der Bondung ist zu beachten, daß die Aufreißfestigkeit auch von der Dicke und Güte der Pt-Sputterschicht abhängt. Bei einigen Proben ist die Ursache des Drahrisses ein Kerb-

bruch im Bond, bei anderen Proben eine Ablösung der Sputterschicht. Die Schichtdicken bei Proben derselben Charge schwanken oft sehr. Das hängt mit der Streuung beim Sputterprozeß zusammen. An den unmittelbar unter dem Target liegenden Proben scheidet sich mehr Metall ab, als an denen, die am Rand liegen.

Die Qualität hängt ferner vom Zustand des Wedges ab.

Der Wedge (Keil) ist das Werkzeug, mit dem der Golddraht geführt und Ultraschallenergie und Druck auf den Draht übertragen werden [Bild 2.4-3^a]. Der Wedge für Golddraht ist aus Titancarbid. Das Material ist hart und spröde. Bei unkontrollierten Bewegungen mit dem Substrathalter kann es leicht zu Beschädigungen kommen. Zur besseren Übertragung des Ultraschalls hat die verwendete Ausführung des Wedges eine Kerbe [Bild 2.4-3^B].

Der Weg hat also zwei durch die Kerbe getrennte Schneiden, die entsprechend Bild 2.4-4 an der Bondstelle im Draht zwei Kerbförmige Eindrücke hinterlassen, von denen einer als Sollbruchstelle für das Abreißen nach dem jeweils letzten Bond dient. Wenn der Wedge häufig mit der Keramik in Berührung kommt, nutzt er sich schnell ab. Das kann z. B. passieren, wenn zu wenig Draht zugeführt wird. Der Keil berührt dann die Substratoberfläche, wobei insbesondere die Kerbe abgeschliffen wird. Die zum Bonden erforderliche US-Energie wird dann nicht mehr zuverlässig übertragen und die Qualität der Bondung sinkt.

Bild 2.4-4 zeigt einen Bond auf einer glatten, besputterten Keramik. Die Stelle, an der sich der Draht von der Keramik erhebt, ist die am stärksten belastete Stelle. Der Draht ist sehr stark gestaucht und wird dann auch noch zur Ausbildung des Loops nach oben abgeknickt. Die meisten Kontaktierungen brechen an dieser Stelle, wenn sie belastet werden. Bild 2.4-5 zeigt eine Reihe von Loops vor dem Aufreißen, Bild 2.4-6 einen typischen Bruch.

Die Streuung der Bondfestigkeit ist auch bei 200 °C noch sehr groß. Daher wurde für jede Einstellung eine Meßreihe von 16 Bonds aufgenommen. Der Mittelwert der aufgerechneten Kräfte wurde zur vergleichenden Auswertung verwendet. Bild 2.4-7 vermittelt einen Eindruck von den Aufreißversuchen: die goldenen Stümpfe sind die Reste der am Kerb aufgerissenen Loops, die dunklen Punkte links oben sind Stellen, an denen die Sputterschicht abgerissen ist.

Die Ursache der unbefriedigenden Streuung, die auch in der Literatur beschrieben wird [24,25], ist sicher vielfältig. Zum Beispiel lassen sich Unregelmäßigkeiten über die Keramik verteilt beobachten. In der Mitte der Keramik wirkt eine Einstellung anders als am Rande.

Das könnte daran liegen, daß die Ankopplung der leichten Keramik an den schweren Tisch an verschiedenen Stellen unterschiedlich gut ist, so daß das Substrat beim Bonden unter Umständen mitschwingt.

Die Schichtdickenverteilung ändert sich über die Keramikplatte oft schon in dem Maße, daß sich die idealen Parametereinstellungen verschieben.

Ein weiterer Unsicherheitsfaktor ist auch die Schwingungsamplitude. Sie kann besonders bei großen Kräften und kleiner Amplitude schwanken.

Eine weitere Optimierung der Bondparameter war somit unter den gegebenen Bedingungen nicht zu erreichen. Da die gemessenen Aufreißkräfte andererseits akzeptabel groß waren, wurden anschließend Alterungsversuche bei Temperaturen $> 800\text{ °C}$ durchgeführt. Die Anwendung des Bondverfahrens war ja für die Kontaktierung platinbesputterter Keramiken gedacht, die einen Einsatz bei sehr hohen Temperaturen $> 800\text{ °C}$ aushalten sollen.

Zum Testen der Bonds bei hohen Temperaturen (in Luft) wurden Proben mit einer Vielzahl von Bondungen erstellt. Nach jedem Versuch konnte dann eine Reihe Bonds aufgerissen und die Qualitätsänderung zum Vorversuch ermittelt werden. Die Messungen erfolgten dabei jeweils nach Abkühlung auf Raumtemperatur.

Ergebnis: Nach 5 h bei ca. 850 °C war die Aufreißfestigkeit von ca. 160 mN auf ca. 70 mN abgesunken, nach weiteren 5 h auf ca. 60 mN, wobei der Bruch - wie vor der Alterung- überwiegend im Kerb des Bonds erfolgte. Nach 120 h bei ca. 850 °C war die Festigkeit $< 20\text{ mN}$, wobei nun der "Bruch" des Loops durch Abreißen der Sputterschicht von der Keramik erfolgte.

Das Absinken der Reißfestigkeit des gebondeten Golddrahtes ist eine Folge der Rekristallisation, speziell des Kornwachstums. Bild 2.4-8 zeigt Au-Bonddraht vor und nach der Alterung bei ca. 850 °C , Bild 2.4-9 zeigt speziell den Bondbereich des gealterten Drahtes. Nun ist



Bild 2.4-5
Loops vor dem Aufreißen

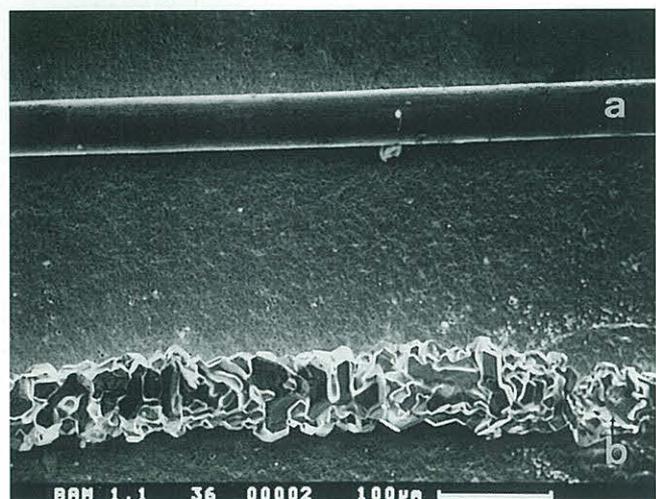


Bild 2.4-6
Bruchstelle eines Loops



Bild 2.4-7
Aufgerissene Loops auf einer mit Platin
besputterten Al_2O_3 - Keramik.

Bild 2.4-8
Gold-Bonddraht vor (a) und nach (b) der Alterung
bei ca. 850°C .



zwar nicht Au-Draht zur Kontaktierung vorgesehen, sondern Pt-Draht, aber auch dieser zeigt bei 1000 °C nach 200 h schon deutlich Ansätze der Rekristallisation, vergl. Bild 2.4-1b; der Einfluß der Rekristallisation muß daher mit berücksichtigt werden.

Schwerwiegender als die Rekristallisation des Bonddrahtes ist das Aufreißen in der Sputterschicht nach 120 h Lagerung bei ca. 850 °C; offensichtlich läßt die Haftfestigkeit der gesputterten Pt-Schicht infolge "Alterung" nach. Zwei Vorgänge spielen hierbei vermutlich eine Rolle:

- a) Im Bereich des Bonds hat sich die Pt-Schicht während der Alterung auffällig verändert, vergl. Bild 2.4-9: um den Bond herum ist die Pt-Schicht deutlich glatter und läßt keine Löcher erkennen; außerhalb dieser kreisförmigen Fläche ist die Schicht rau und löchrig. Im Durchlicht, (vergl. Bild 2.4-10) erscheinen diese Bereiche als dunkle Flecken, d. h. die Schicht ist dort vermutlich dichter als außerhalb dieser Fläche. Bild 2.4-11 a, b zeigt identische Bonds bei Auf- und Durchlicht bei starker Vergrößerung. Die Annahme, daß Au in das Pt diffundiert ist, liegt nahe, konnte jedoch mit der Mikrosonde nicht sicher bestätigt werden; die Mikrosonde ist allerdings für den Nachweis geringer Mengen Au in der dünnen Pt-Schicht auf Al_2O_3 wenig geeignet. Es bleibt somit denkbar, daß geringe Mengen Au die Haftfestigkeit der Pt-Sputterschicht im Bereich des Bonds verringert und gleichzeitig die im Abschnitt 2.3 beschriebenen Sublimation der Sputterschicht stark behindert hat.
- b) Die Bilder 2.3-3a bis 3c im Abschnitt 2.3 lassen erkennen, daß die Pt-Sputterschicht im Verlaufe einer thermischen Alterung aus den feinen Spalten der Keramik im Zuge der Rekristallisierung herauswächst und infolge der Oberflächenspannung auch aufreißt, d. h. löcherig wird. Insgesamt geht dadurch Bindungsfläche verloren, so daß allein durch diesen Prozeß Haftungsverminderung eintreten muß.

Während der Vorgang a) an die Verwendung von Au-Draht gebunden ist und deshalb beim Einsatz von Pt-Bonddraht entfällt, tritt der Vorgang b) auch bei Pt-Draht auf und zeigt somit die Grenzen der hochtemperaturfesten Kontaktierung gesputterter Pt-Schichten auf. Abhilfe schafft hier eventuell eine Sputterschicht aus einer Kombination der Platinmetalle oder aus einer Platinlegierung.

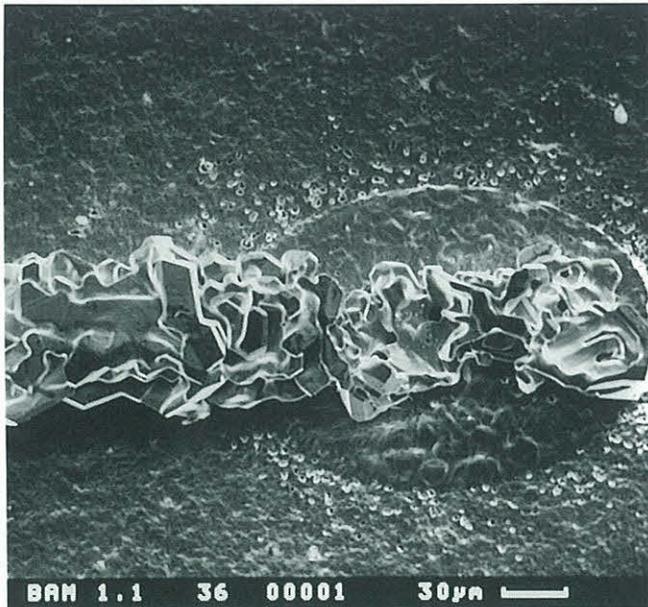


Bild 2.4-9
Bondbereich des bei ca. 850° C gealterten Gold-Drahtes.

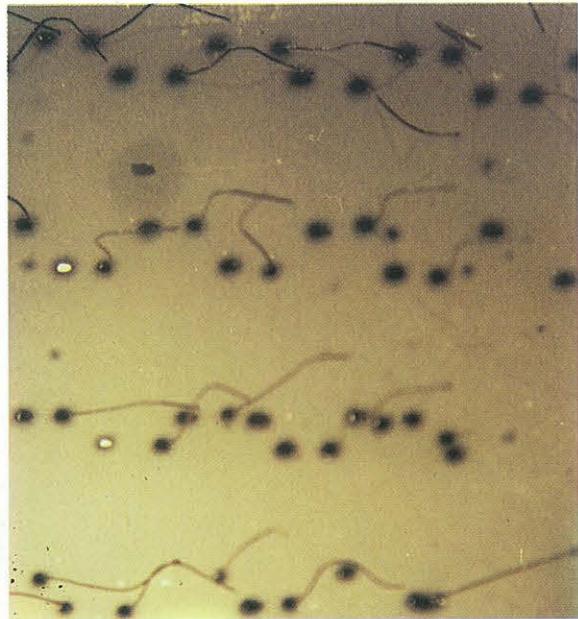


Bild 2.4-10
Bondtestplatte bei Durchlicht.
Dunkle Punkte: Bondbereich
Helle Punkte: Mit der Sputterschicht ausgerissene Bonds.



Bild 2.4-11
Identische Bonds eines Golddrahtes auf einer gesputterten Platinschicht nach Alterung bei ca. 850° C.
a) im Auflicht
b) im Durchlicht

Nachdem sich das Thermosonic-Bonden von Au-Draht - von den Alterungsproblemen gemäß a) und b) abgesehen - als grundsätzlich möglich erwiesen hatte, wurden auch Versuche zum Bonden von Pt-Draht unter-

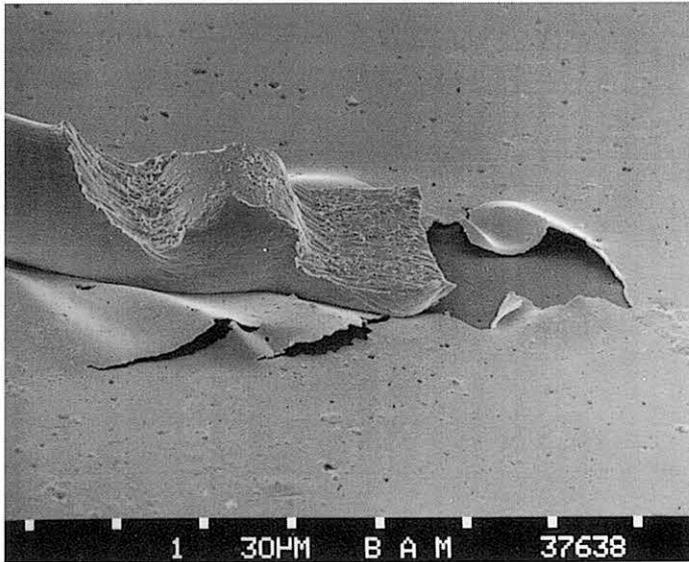


Bild 2.4-12
Beim Bonden zerstörte Platinschicht

nommen. Pt-Draht ist zwar weniger duktil als Au-Draht, doch wurden andererseits zum Bonden des Au-Drahtes nur ca. 1/4 der zur Verfügung stehenden US-Energie benötigt, so daß noch erhebliche US-Energiereserven vorhanden waren. In der Literatur wird auch über erfolgreiche Pt-Drahtbondungen berichtet [26].

Die eigenen Versuche zeigten, daß das Bonden von Pt-Draht erheblich schwieriger ist als das von Au-Draht: während bei Anwendungen der beim Au-Draht "optimalen" Parameter überhaupt keine Bondung erfolgt, führte die erforderliche höhere US-Energie in Verbindung mit höheren Anpreßkraft schnell zur Zerstörung der Sputterschicht, siehe Bild 2.4-12; der Spielraum für eine Optimierung ist sehr klein. Darüber hinaus verursacht die geringere Duktilität des Platins auch leichter einen Bruch im Bond. Dennoch gelangen Bondungen mit einer Aufreißfestigkeit von ca. 100 mN. Eine Verbesserung dieser Werte ist sicher noch möglich.

In der Literatur [27] wird auch über das Laserkontaktieren dünner Drähte berichtet; Versuche in dieser Richtung wurden im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht durchgeführt.

2.5 Das Kabelproblem

Handelsübliche Hochtemperatur-Meßkabel werden nur bis zu Einsatztemperaturen von etwa 700° - 750 °C angeboten, angestrebt wurde aber eine maximale Temperatur von ca. 1000 °C. Dabei war generell offen, wie die obere Temperaturgrenze handelsüblicher Kabel überhaupt definiert ist, d. h. insbesondere auch, wie hoch der Isolationswiderstand pro Meter Kabel bei z. B. 700 °C ist. Hinzu kommt, daß bei kapazitiven Aufnehmern Trägerfrequenz angewandt wird, für die der wirksame ohmsche Isolationswiderstand infolge der dielektrischen Verluste stets erheblich niedriger ist als der Gleichstromwiderstand.

Ein spezielles Problem handelsüblicher Hochtemperaturmeßkabel beruht auf der Verwendung von MgO-Pulver als Isoliermaterial: MgO-Pulver ist hygroskopisch, so daß die Kabel sehr sorgfältig abgedichtet sein müssen. Während die Abdichtung am "kalten" Ende relativ problemlos erreicht werden kann, ist sie am "heißen" Ende aufwendig, mechanisch und thermisch empfindlich und meist schon nach wenigen Wärmezyklen nur noch eingeschränkt wirksam.

Im Laufe der Zeit dringt daher etwas Feuchtigkeit in diese Kabel ein, die zunächst bei Raumtemperatur nur wenig stört. Werden die Kabel aber am "heißen" Ende erhitzt, wandert die Feuchtigkeit zum kalten Ende und führt dort zu einer Feuchtekonzentration, die zu erheblichen Isolationsstörungen führt. Ein Austreiben der Feuchte durch Erwärmen des ganzen Kabels ist zwar theoretisch möglich, jedoch sehr zeitaufwendig, da die Abdichtung des kalten Endes keine hohen Temperaturen verträgt. Bild 2.5-1 zeigt beispielhaft die Veränderungen des Gleichstromisolationswiderstandes eines handelsüblichen Kabels von 1 m Länge, gemessen bei Raumtemperatur.

Es wurde daher ein neues Hochtemperaturmeßkabel konzipiert. Der Konzeption liegt die Überlegung zu Grunde, daß die hohe Hygroskopizität des MgO-Pulvers sehr wesentlich auf der großen Oberfläche beruht, die Pulver gegenüber einem Festkörper gleicher Masse hat. Das neue Kabel ist daher durch folgende Merkmale gekennzeichnet: Isolierung nicht durch MgO-Pulver, sondern durch Isolierhülsen aus hochfester Alsint 99,7-Keramik, deren spezifischer Widerstand bei hoher Temperatur etwa jenem von MgO-Keramik entspricht; die Kabelenden haben keine Abdichtung. Die Isolierhülsen aus Alsint 99,7 haben nur eine relativ kleine Oberfläche und sind porenfrei; sie speichern daher praktisch keine Feuchte. Da die Kabelenden nicht

abgedichtet sind, kann Feuchtigkeit zwar leicht eindringen, sie läßt sich vor einem Einsatz des Kabels aber auch leicht wieder austreiben; die Problematik der Empfindlichkeit der Hochtemperaturabdichtung entfällt. Der prinzipielle Aufbau des Kabels ist in Bild 2.5-2 dargestellt. Der minimal zulässige Biegeradius ist hier zwar größer als beim pulverisoliertem Kabel, doch mit ca. 20 mm ausreichend.

Die Bilder 2.5-3 und 4 zeigen das elektrische Verhalten von je 3 Hochtemperaturkabeln mit MgO-Pulver-Isolierung und mit Alsint-Hülsen-Isolierung gemäß Bild 2.5-2; alle Kabel sind 1 m lang. Für die Messung von Kabelkapazitäten und Kabelisolationswiderständen wurde eine dem Bild 2.6-1 (Abschnitt 2.6) entsprechende Meßschaltung verwendet.

Die neuen Kabel haben trotz eines geringeren Durchmessers sowohl eine sehr viel geringere Kapazität als auch bis 800 °C einen deutlich höheren Isolationswiderstand; beides ist meßtechnisch von Vorteil. Infolge des Fehlens einer diffizilen Kabelendenabdichtung sind sie überdies mechanisch weniger empfindlich, selbst herstellbar und schließlich wesentlich billiger. Ein Versuch, die Alsint-Hülsen durch solche aus Quarzglas zu ersetzen mit dem Ziel, das dielektrische Verhalten zu verbessern, führte nicht zu dem gewünschten Erfolg.

Im Verlauf der Kabelexperimente wurde eine Erscheinung beobachtet, die hier als "Verträglichkeitsproblem" beschrieben sei: Bei Temperaturen oberhalb etwa 800 °C fand zwischen der Al_2O_3 -Keramik und der Legierung Inconel 600 häufig eine Reaktion statt, die zu einer intensiven Verfärbung der Keramik führte, insbesondere blau und grün. Diese Reaktion wurde auch bei anderen Hochtemperaturlegierungen beobachtet, sofern deren Zunderfestigkeit auf der Bildung von Chromoxiden beruht (z. B. Incoloy, Nimonic...), d. h. praktisch bei allen hochfesten Hochtemperaturlegierungen. Die Reaktion tritt nicht auf, wenn der Schutz auf der Ausbildung von Al_2O_3 -Schichten beruht (z. B. beim Kanthal A-1). Eine Analyse mit der Mikrosonde ergab Chrom und Nickel. Offenbar bilden sich Cr- und Ni-Spinelle. Ob das Isolationsverhalten der Al_2O_3 -Keramik durch die Spinell-Bildung merklich beeinträchtigt wird, ist noch nicht geklärt. Bei MgO-Keramik tritt ebenfalls Spinellbildung auf. Die Reaktion tritt insbesondere dann auf, wenn blankes Metall in Berührung mit der Keramik erhitzt wird, nicht dagegen, wenn das Metall zuvor bereits eine merkliche Oxidschicht ausgebildet hat. Das Verträglichkeitsproblem läßt sich daher sowohl durch Verwen-

derung von Kanthal A-1 als Leiter- und Hüllrohrmaterial lösen als auch durch Anoxidieren von Inconel 600 etc. vor dem Zusammenbau des Kabels.

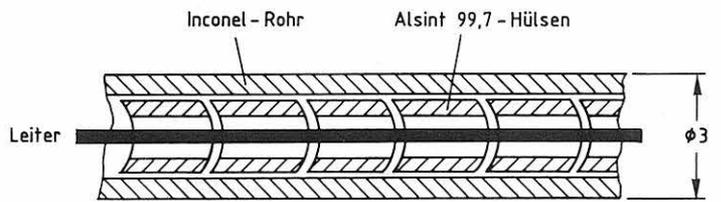
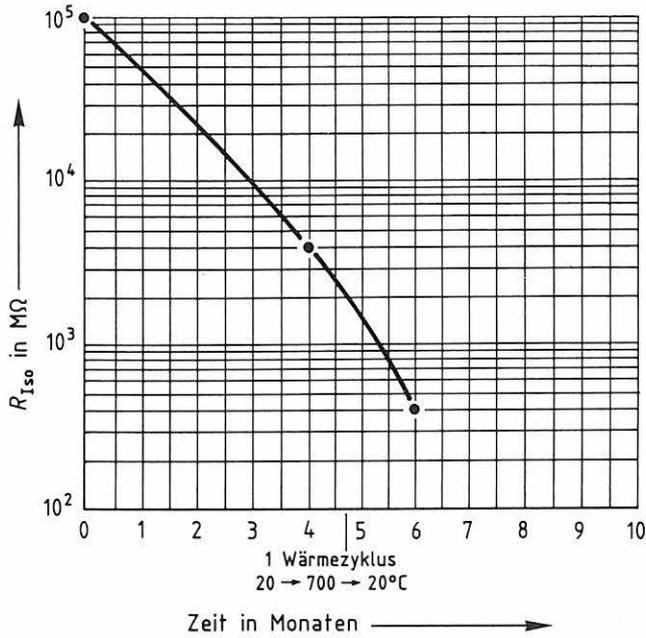


Bild 2.5-2
Prinzipieller Aufbau des neuen Hochtemperaturmeßkabels.

Bild 2.5-1
Gleichstromisoliationswiderstand eines handelsüblichen Hochtemperaturkabels von 1 m Länge, gemessen bei Raumtemperatur.

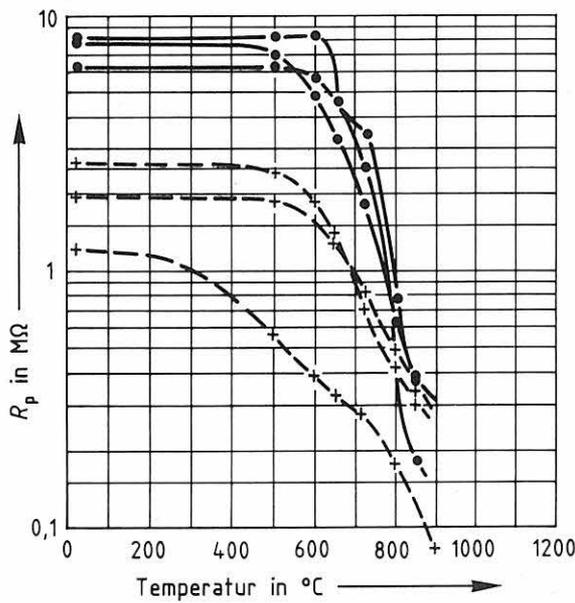


Bild 2.5-3
Ohmscher Widerstand R_p im Parallelersatzschaltbild des komplexen Isolationswiderstandes, gemessen bei 5 kHz und 1 m Kabellänge, als Funktion der Temperatur
— 3 Kabel des Typs BAM, Außen-Ø 3 mm
- - - 3 Kabel mit MgO-Pulver-Isolierung, Außen-Ø 3,7 mm

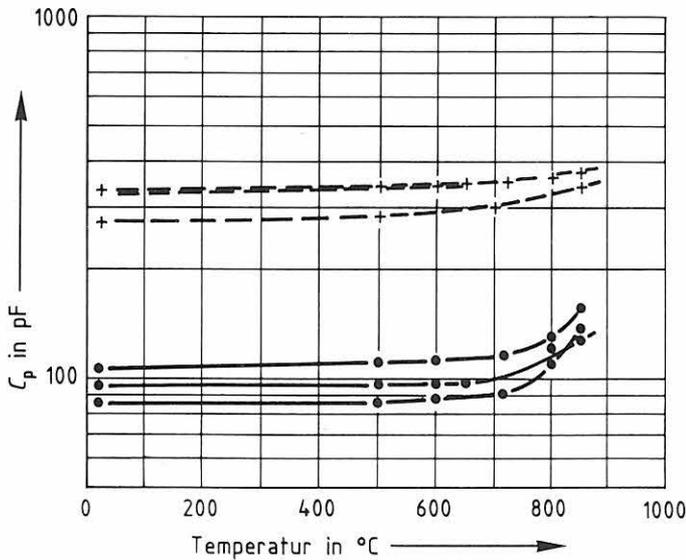


Bild 2.5-4
Kapazität C_p im Parallelersatzschaltbild des komplexen Isolationswiderstandes, gemessen bei 5 kHz und 1 m Kabellänge, als Funktion der Temperatur.
— 3 Kabel des Typs BAM, Außen-Ø 3 mm
- - - 3 Kabel mit MgO-Pulver-Isolierung, Außen-Ø 3,7 mm.

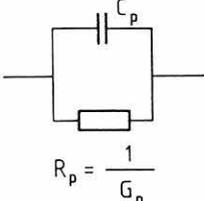
2.6 Das allgemeine Isolationsproblem

Das allgemeine Isolationsproblem setzt sich aus 2 Teilproblemen zusammen: a) Das Isolationsvermögen des - hier gasförmigen - Dielektrikums bei hoher Temperatur. b) Das Isolationsvermögen der Keramik bei hoher Temperatur. Die praktischen Isolationswiderstände hängen außer vom "Werkstoff" Luft und der Keramik auch von der Geometrie der Bauteile bzw. der Elektroden ab.

Bei Verwendung von Wechselstrom ist der Isolationswiderstand Z_{ISO} ganz allgemein als komplex anzunehmen. Da Induktivitäten hier vernachlässigbar sind, gilt im Parallelersatzschaltbild

$$a) \quad Z_{ISO} = \frac{1}{G_p + j\omega \cdot C_p}$$

$$b) \quad \operatorname{tg} \delta_p = \frac{G_p}{\omega \cdot C_p} = \frac{1}{\omega \cdot C_p \cdot R_p}$$



$R_p = \frac{1}{G_p}$

Hierin ist $R_p \neq R_*$, $R_* =$ Gleichstromisolationswiderstand. R_p wird wesentlich durch den Verlustfaktor bestimmt; es ist $R_p < R_*$ für $\omega \neq 0$ und $R_p \rightarrow R_*$ für $\omega \rightarrow 0$.

Aus b folgt

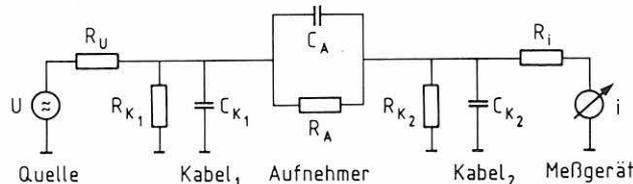
$$R_p = \frac{1}{\omega \cdot C_p \cdot \operatorname{tg} \delta_p}$$

d. h. bei vorgegebener Geometrie

$$R_p \sim \frac{1}{\omega \cdot \epsilon_p \cdot \operatorname{tg} \delta_p}, \quad \epsilon_p = \text{Dielektrizitätszahl im Parallelersatzschaltbild}$$

Hierin ist weder ϵ_p noch $\operatorname{tg} \delta_p$ unabhängig von ω !

Es ist nun zu unterscheiden zwischen den Erfordernissen der Zuleitungskabel und jenen des Aufnehmers. Anzustreben ist, daß



die Speisespannung u in voller Höhe an C_A liegt, daß der Signalstrom i möglichst groß ist und möglichst gut dem durch C_A fließenden Strom entspricht. Daraus folgt für die Kabel

$$R_K \gg R_U \quad \quad \quad R_K \gg R_i$$

$$\omega \cdot C_{K1} \ll 1/R_U \quad \quad \quad \omega \cdot C_{K2} \ll 1/R_i$$

d. h. tiefe Frequenz, kleines ϵ_p und kleiner $\operatorname{tg} \delta_p$. Für den Aufnehmer folgt insbesondere

$$R_A \gg \frac{1}{\omega \cdot C_A}$$

d. h. gemäß Definition b): $\operatorname{tg} \delta_p \ll 1$, wobei zu beachten ist, daß ϵ_p

und $\text{tg } \delta_p$ von ω abhängen. Demnach wird durch eine Erhöhung der Frequenz ω nicht unbedingt eine Verbesserung erzielt.

Zu beachten ist ferner auch der proportionale Zusammenhang zwischen Signalstrom und Frequenz: mit abnehmender Frequenz verringert sich der Abstand des ohnehin sehr kleinen Meßsignals zur Detektionsschwelle des Systems, die durch elektrische Einstreuungen sowie das Rauschen des Meßgerätes gegeben ist.

Das Isolationsvermögen gasförmiger Dielektrika wird bei steigender Temperatur durch die zunehmende thermische Ionisierung beeinträchtigt.

Für die Untersuchung des Einflusses thermischer Ionisierung wurde die in Bild 2.6-1 dargestellte Versuchsanordnung benutzt. Zwei keramische Platten (1) sind mit kreisscheibenförmigen Platinelektroden beschichtet. Die Ränder und die Rückseiten der Platten sind ebenfalls mit Platin beschichtet und an Massepotential gelegt. Die beiden Platten werden durch zwei keramische Zwischenteile (2) in definiertem Abstand zueinander gehalten. Die Platten befinden sich in einem Schirmgehäuse aus Inconel (3). Die beiden Elektroden sind über zwei Hochtemperaturleitungen (4) angeschlossen. Der Schirm der Leitung ist mit dem Schirmgehäuse verbunden. Diese Anordnung befindet sich in einem Vakuumofen (5) und ist über eine Vakuumdurchführung (6) und abgeschirmte Leitungen (7) mit Meßgeräten verbunden. Die obere Elektrode (Sendeelektrode) ist an den Ausgang einer Wechselspannungsquelle (8) angeschlossen. Die untere Elektrode (Empfangselektrode) liegt an dem Eingang eines Ladungsverstärkers (9). Diesem Ladungsverstärker ist eingangsseitig ein Kondensator zur Entkopplung (10) vorgeschaltet. Mit Hilfe eines Digitalspeicheroszilloskops (11) wird das Ausgangssignal des Ladungsverstärkers und das Ausgangssignal der Wechselspannungsquelle als Lissajous-Figur dargestellt. Das Ergebnis ist eine Ladungs-Spannungs-Kennlinie, die entsprechend der Tabelle 2.6-1 ausgewertet werden kann. Treten keine nichtlinearen Effekte auf, so kann das Dielektrikum im Ersatzbild durch die Parallelschaltung eines Kondensators und eines ohmschen Widerstandes dargestellt werden. Es ergibt sich dann eine elliptische Lissajous-Figur (Zigarre). Bei verlustfreiem Kondensator entartet die Ellipse zu einer Geraden, die im 2. und 4. Quadranten liegt. Ein rein ohmscher Widerstand würde als Kreis oder als Ellipse mit vertikalen bzw. horizontalen Achsen erscheinen. In den Formeln ist E die Empfindlichkeit des Ladungsverstärkers.

Bild 2.6-2 zeigt das Ergebnis eines Versuchs mit heißer Luft bis 1000 °C unter Normaldruck. Die Kapazität C ist bis etwa 750 °C konstant, der Wert stimmt mit dem aus der Geometrie berechneten Wert recht gut überein. Oberhalb von 750 °C ergeben sich größere Schwankungen und zudem noch eine Abhängigkeit von der Höhe der Speisespannung. Die Verluste steigen oberhalb 750 °C stark an. Auch der $\text{tg}\delta$ ist deutlich von der Speisespannung abhängig; dies bedeutet, daß hier nicht-lineare Effekte eine Rolle spielen, was sich auch darin äußert, daß die Lissajous-Figur deutlich erkennbar von der Ellipsenform abweicht. Der in der Tabelle 2.6-1 für die Ellipsenform angegebene Auswertalgorithmus für C und R ist demnach oberhalb 750 °C nicht mehr streng gültig. Bei einer Wiederholung dieses Versuchs mit einer kapazitiven Meßbrücke (Typ ASL) ergab sich für die gemessene Kapazität ein mit Bild 2.6-2 gut übereinstimmender Verlauf; oberhalb 800 °C war das Gerät jedoch wegen des hohen 90 °C-Anteils übersteuert, so daß hier die Messung nicht mehr möglich war, auch wenn in einen unempfindlicheren Bereich zurückgeschaltet wurde.

Die Ionisierung der Luft, die bei etwa 750 °C störend zu werden beginnt, setzt der kapazitiven Meßtechnik hier offensichtlich eine nicht überschreitbare Grenze. Mit den üblichen phasenselektiven Gleichrichtern kann der 0°-Anteil von dem viel größeren 90°-Anteil nicht mehr sauber getrennt werden. Versuche, den 90°-Anteil in einer weiterentwickelten kapazitiven Meßbrücke automatisch zu erfassen und zu kompensieren [28], waren nur bis 800 °C erfolgreich. Bei höheren Temperaturen versagte dieses Verfahren wegen der zunehmenden nichtlinearen Effekte.

Aus diesen Fakten ergab sich die Fragestellung, ob eventuell durch Veränderung des Gases eine weitere Erhöhung der Grenztemperatur erreicht werden kann. Dazu wurden bei konstanter Temperatur (805 °C) Versuche mit Luft und Helium bei variablem Druck durchgeführt; das Ergebnis zeigt Bild 2.6-3. Beim Evakuieren der Luft steigen unterhalb 10^2 mbar die Verluste außerordentlich stark an. Erst bei Drücken unterhalb $4 \cdot 10^{-3}$ mbar fallen die Verluste deutlich unter den Wert, den sie bei Normaldruck haben. Mit sehr gutem Vakuum könnten also tatsächlich höhere Grenztemperaturen erreicht werden; dieser Fall ist jedoch technisch wegen des hohen Aufwandes uninteressant. Im Bereich zwischen 10^2 und 10^{-2} mbar ergaben sich Kurvenformen, die in der Tabelle 1 mit "Zitrone" und "Kartoffel" bezeichnet sind. Die Zitronenform läßt sich folgendermaßen erklären: Ist die mittlere freie Weglänge für die Ionen groß genug, so werden alle pro Zeiteinheiten

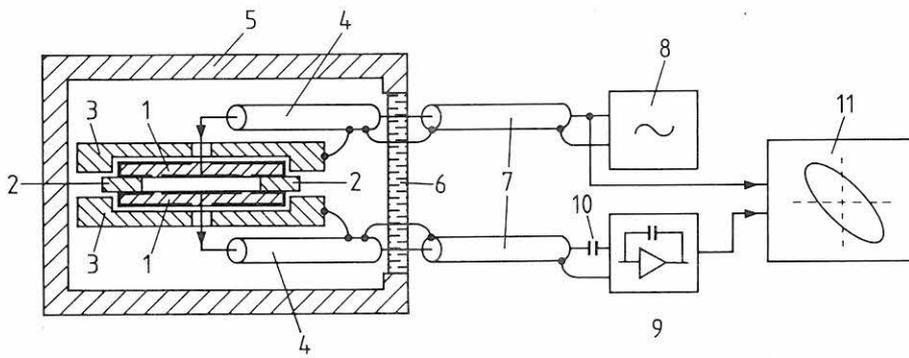


Bild 2.6-1
Anordnung zur Untersuchung gasförmiger Dielektrika bei hoher Temperatur durch Messung der Ladungs-Spannungs-Kennlinie. Legende siehe Text.

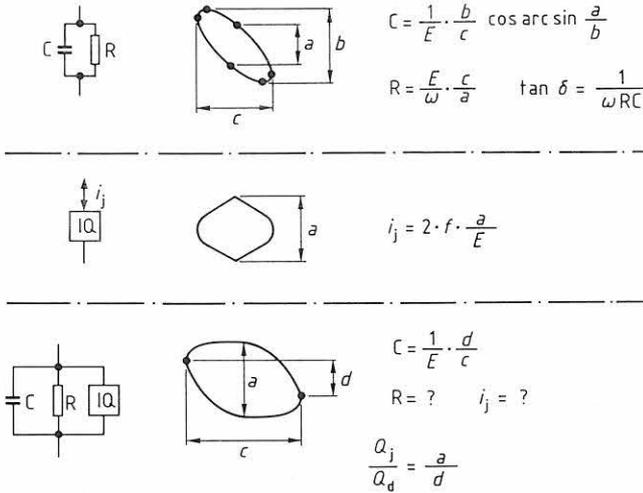


Tabelle 2.6
Auswertung der Ladungs-Spannungs-Kennlinie
IQ = Ionenquelle; i_j = Ionenstrom; Q_j/Q_d = Wirk-/Blindanteil der Ladung

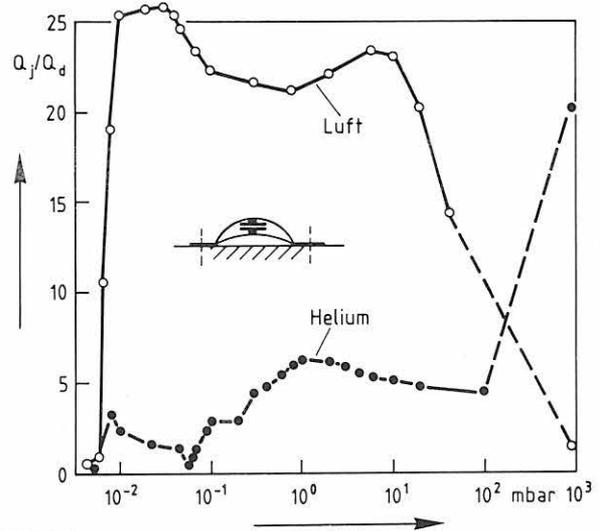


Bild 2.6-3
Ionisierung von Luft und Helium bei 805°C und niedrigem Druck, gemessen mit einem Dehnungsaufnehmer vom Typ CERL-Planer mit 5 kHz, 10 V_{SS}.

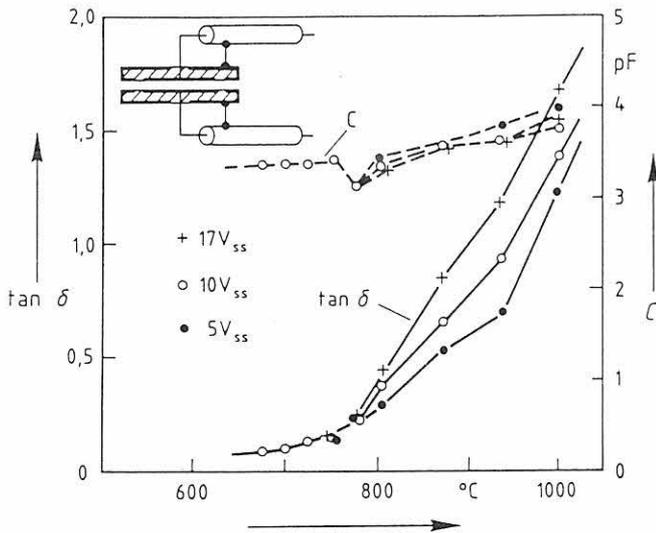


Bild 2.6-2
Heiße Luft unter Normaldruck, gemessen bei 5 kHz, Luftspalt 0,63 mm.
Elektrodenfläche 227 mm².

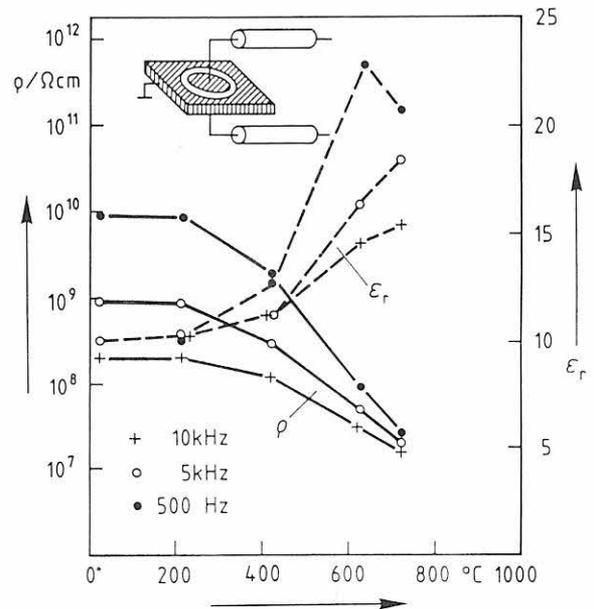


Bild 2.6-4
Aluminiumoxidkeramik (99,7% Al₂O₃) bei hoher Temperatur gemessen bei 10 V_{SS}.

erzeugten Ladungsträger durch das angelegte Feld abgesaugt. Daraus ergibt sich ein von der Höhe der angelegten Spannungen unabhängiger konstanter Stromfluß mit wechselndem Vorzeichen und demzufolge ein dreieckförmiger Verlauf der Ladung. In der Lissajous-Figur erscheinen die Ecken des Dreiecks als Ecken im oberen und unteren Scheitelpunkt. Die Kartoffelform ergibt sich durch Überlagerung der Zigarre

und der Zitrone. Anstelle des hier nicht mehr definierbaren $\text{tg}\delta$ wurde als Maß für die Verluste das Verhältnis von Wirk- zu Blindanteil der Ladung dargestellt. Die durch den Ionenstrom verursachte Ladung kann demnach mehr als 25 mal größer werden als die Ladung des verlustfreien Kondensators. Bei Helium liegt das Ladungsverhältnis im Bereich niedriger Drücke zwar unter dem von Luft, für Normaldruck ergibt sich jedoch ein sehr viel schlechterer Wert. Auch mit Argon wurden, zumindest bei Normaldruck, keine Verbesserungen gegenüber Luft erzielt. Helium und Argon scheiden deshalb als Schutzgase aus. Für die Versuchsserie wurde nicht der in Bild 2.6-1 dargestellte Kondensator, sondern ein Dehnungsaufnehmer des Typs CERL PLANER verwendet.

Bild 2.6-4 zeigt den Verlauf des spezifischen Widerstandes und der Dielektrizitätskonstanten einer plattenförmigen Probe aus 99,7prozentiger Al_2O_3 -Keramik. Beide Größen sind in starkem Maße temperatur- und frequenzabhängig, die Temperaturabhängigkeit beginnt von 200 °C an aufwärts. Zwischen Raumtemperatur und 800 °C ändern sich also die Isolationswiderstände um etwa zwei Zehnerpotenzen, die Dielektrizitätskonstante um den Faktor 1,5 bis 2. Im Vergleich zu Luft ist also diese Keramik als Meßdielektrikum wesentlich schlechter geeignet, da die Temperaturabhängigkeit bereits bei niedrigen Temperaturen beginnt. Für die Sensorkapazitäten sollte deshalb immer Luft als Dielektrikum bevorzugt werden.

Die Untersuchungen führten insgesamt zu folgendem Ergebnis:

- a) Hochreine Al_2O_3 -Keramik ist als Isoliermaterial für Kabel und als Träger für aufgesputterte Platin-Elektroden und -Leiterbahnen geeignet.
- b) Aus nur einer Kapazität bestehende kapazitive Meßwertaufnehmer lassen brauchbare Meßwerte bis höchstens 775 °C erwarten, sofern es unter solchen Bedingungen überhaupt gelingt, die Meßgröße reproduzierbar in eine entsprechende Elektroden-Verschiebung zu transformieren.

Es lag nun nahe, die enttäuschend niedrige Temperaturgrenze von ca. 775 °C durch Verwendung einer kapazitiven Halbbrücke, insbesondere durch eine kapazitive Differentialanordnung, anzuheben. Entsprechende Versuche haben die gehegten Erwartungen bestätigt: symmetrisch aufgebaute kapazitive Differentialanordnungen ermöglichen Messungen bis zu Temperaturen > 900 °C, vergleiche Abschnitt 2.7.

2.7 Die Eigenschaften der Aufnehmer

Es war das Ziel der vorliegenden Arbeit, elektrische Meßwertaufnehmer zur Messung von Dehnung und Verschiebung für Einsatztemperaturen $> 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, wenn möglich bis ca. $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ zu entwickeln. Dazu müssen die Anforderungen definiert werden, denen diese Aufnehmer bei den genannten hohen Temperaturen genügen müssen. Das sind insbesondere

- a) gute Reproduzierbarkeit der Meßwerte, d. h. geringe Hysterese
- b) über die Zeit konstante Kennlinie
- c) geringe Drift, d. h. geringe Nullpunkt- und geringe Temperaturgangänderung mit der Zeit.

Der Temperaturkoeffizient des Nullpunktes läßt sich unter so schwierigen Randbedingungen nicht mehr an den thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{Th} bestimmter Materialien anpassen; er muß, wie z. B. bei den handelsüblichen Hochtemperaturdehnungsmeßstreifen auch, für das Material, auf dem der Aufnehmer eingesetzt werden soll, in einem Vorversuch ermittelt werden. Auch die Linearität der Kennlinie ist relativ zu den Anforderungen a) - c) von untergeordneter Bedeutung, da eine konstante Abweichung von der Linearität stets rechnerisch berücksichtigt werden kann. Was jeweils noch als "gering" etc. anzusehen ist, hängt von der jeweiligen Aufgabenstellung ab und muß vom Anwender festgelegt werden.

Zur Prüfung eines Aufnehmers auf Erfüllung der definierten Anforderungen bedarf es einer geeigneten Vorrichtung. In [29] wird eine solche in der BAM entwickelte Vorrichtung sowie die Problematik der statischen Kalibrierung und Untersuchung von Hochtemperatur-Wegaufnehmern bei Temperaturen bis ca. $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ beschrieben; eine solche Vorrichtung wurde auch hier zur Untersuchung der Wegaufnehmer verwendet.

Die Bilder 2.7-1 bis 2 zeigen die mit dem in Bild 2.1-4 dargestellten Wegaufnehmer nach dem Prinzip der variablen Fläche erhaltenen Ergebnisse; der Aufnehmer ist für einen Meßbereich $\pm 0,8\text{ mm}$ ausgelegt. Bild 2.7-1 zeigt das Driftverhalten bei 4 Temperaturen zwischen $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ über jeweils 7 Tage, Bild 2.7-2 die Änderung der Empfindlichkeit mit der Temperatur; die Änderung der Empfindlichkeit mit der Zeit bei konstanter Temperatur war innerhalb 7 Tagen $< \pm 1\%$. Langzeitversuche sind noch im Gange. Die Kennlinie war innerhalb $\pm 0,4\%$ linear.

Die Versuche mit dem im Bild 2.1-2 dargestellten Aufnehmer nach dem Prinzip des variablen Abstandes haben z. Z. erst eine Temperatur von ca. $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ erreicht und sind noch im Gange. Es sind aber schon jetzt

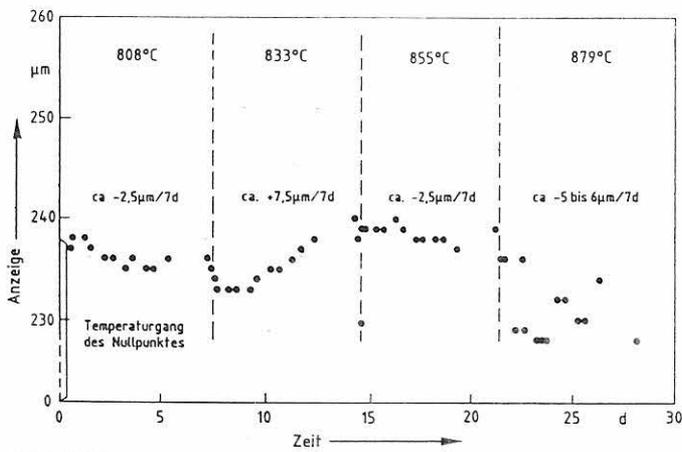


Bild 2.7-1
Driftverhalten des Aufnehmers mit variabler Fläche.

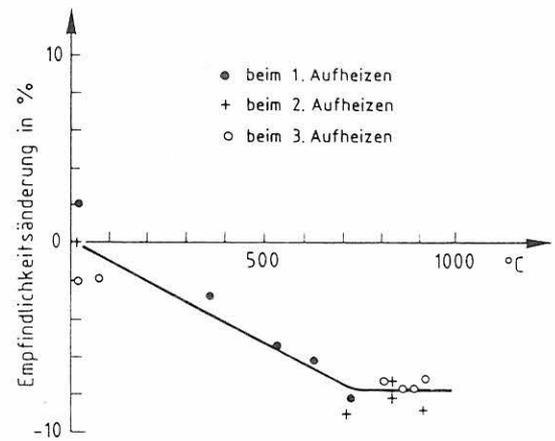


Bild 2.7-2
Änderung der Empfindlichkeit mit der Temperatur des Aufnehmers mit variabler Fläche.

prinzipielle Nachteile gegenüber dem Aufnehmer mit variabler Fläche erkennbar:

- a) Zur Erzielung hoher Empfindlichkeit muß der Luftspalt zwischen beweglicher Elektrode und festen Elektroden klein sein; er wurde hier zu $250 \mu\text{m}$ gewählt. Bei einer Basislänge von 20 mm entsprechen $100 \mu\text{m}$ Verschiebung einer Dehnung von 5 ‰. Durch eine Dehnung von z. B. 3 ‰ wird die ursprüngliche Symmetrie der Anordnung somit schon erheblich verändert. Während der Linearitätsfehler innerhalb einer Verschiebung von $\pm 100 \mu\text{m}$ unter $\pm 3,5 \mu\text{m}$ bleibt und grundsätzlich rechnerisch berücksichtigt werden kann, ist der Einfluß der Unsymmetrie auf den durch die Ionisierung der Luft verursachten Isolationsdefekt nicht kompensierbar; hinreichende Symmetrie aber war die Voraussetzung zum Einsatz kapazitiver Aufnehmer oberhalb etwa $775 \text{ }^\circ\text{C}$, vergl. Abschnitt 2.6
- b) Die Differenz zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des "Meßsystems" und jenem der Hochtemperaturmetalle, auf denen das System zum Einsatz kommen soll, ist groß und ohne weiteres nicht hinreichend kompensierbar. Der Nullpunkt des Systems muß daher bei Raumtemperatur so vorverstellt werden, daß bei Einsatztemperatur die geometrische Mittenstellung erreicht wird; das ist zwar möglich, aber diffizil und im allgemeinen ungenau, so daß die Probleme gemäß a) wirksam werden.
- c) Die relativ zum Aufnehmer mit variabler Fläche auf das 10-15-fache erhöhte Empfindlichkeit des Systems läßt auch die Unzulänglichkeiten stärker hervortreten. So wird deutlich, daß die Hysterese bei 500°C und $1000 \mu\text{m/m}$ Biegedehnung $> 10 \%$ und damit inakzeptabel ist.

Trotzdem sollen die Versuche noch bis etwa $900 \text{ }^\circ\text{C}$ weitergeführt werden, um diese prinzipiellen Nachteile, deren Einfluß zunächst mehr qualitativ beschrieben werden kann, auch quantitativ zu erfassen.

3. Bedeutung der Forschungsergebnisse

Die im Abschnitt 2 beschriebenen Forschungsergebnisse haben aufgezeigt, an welchen Stellen und in welcher Weise dem elektrischen Messen mechanischer Größen wie Dehnung, Verschiebung usw. bei steigender Temperatur aus physikalischen Gründen Grenzen gesetzt sind. Selbst das nicht auf einem Festkörpereffekt beruhende kapazitive Verfahren wird noch unterhalb 1000 °C infolge der sinkenden Isolationswiderstände von Aufnehmern und Kabeln - verursacht besonders durch die thermische Ionisierung der Luft - unbrauchbar.

Vorgestellt werden 2 kapazitive Aufnehmer - einer nach dem Prinzip der variablen Fläche, der andere nach dem Prinzip des variablen Abstandes -, die bis an die Grenze des physikalisch Möglichen, das heißt ca. 900 °C, einsetzbar sind. Ihre Eigenschaften, insbesondere das Driftverhalten, werden beschrieben. Die obere Temperaturgrenze der elektrischen Aufnehmer zum Messen von Dehnungen und Verschiebungen ist somit in den Bereich jener der fluidischen Aufnehmer angehoben worden und die Vorteile der elektrischen Meßtechnik sind dadurch bis zu etwa 900 °C nutzbar. Diese Entwicklung ist auch insofern von Bedeutung, als die fluidische Meßtechnik bisher nicht die Akzeptanz gefunden hat, die ihr wegen ihrer Leistungsfähigkeit grade im Bereich hoher Temperaturen eigentlich zukommt.

Im Rahmen der Entwicklung wurden ferner Möglichkeiten und Grenzen reaktiven Lötens von Keramik/Keramik sowie Keramik/Metall aufgezeigt und die Problematik der Erzeugung hochtemperaturfester metallischer Sputterschichten sowie deren Kontaktierung untersucht.

Zum Anschluß elektrischer Hochtemperaturaufnehmer wurde ein neues Hochtemperaturkabel entwickelt, das handelsüblichen Kabeln überlegen und überdies leicht und billig herstellbar ist.

Bei der Bewertung dieser Ergebnisse - entsprechendes gilt für alle Bauarten von Hochtemperaturmeßwertaufnehmern - ist zu beachten, daß sie in einem Ofen erhalten wurden, d. h. einem Raum mit relativ kleinem Temperaturgradienten. Beim praktischen Einsatz muß grundsätzlich mit einem größeren und auch zeitlich inkonstanten Gradienten gerechnet werden, dessen Einfluß im Einzelfall geprüft werden muß. Die Aufnehmer sollten daher möglichst mit einer gut wärmeleitenden Kappe

abgedeckt werden, die diesen Einfluß verringern kann. Flach an der Bauteiloberfläche aufliegende Aufnehmer wie z. B. die fluidischen [30] sind dabei im Vorteil.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß es für hohe Temperaturen - insbesondere solche $> 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ - keine Universalauftnehmer gibt. Vielmehr ist jeweils unter Berücksichtigung aller Randbedingungen neu zu entscheiden, welches Meßverfahren unter den gegebenen Umständen am geeignetsten ist: Hochtemperatur-DMS, fluidische Aufnehmer, kapazitive Aufnehmer, "induktive" Aufnehmer der verschiedenen Prinzipien oder auch optische Aufnehmer.

Die Verfasser danken insbesondere folgend genannten Mitarbeitern der BAM für ihre Unterstützung:

Dr. Petersohn	(Sputtern)
Frau Strauß	} (REM-Aufnahmen)
Herrn Treu	
Herrn Meyer	(Mikroanalyse)
Frau Pahl	} (Schliffbilder)
Frau Binkowski	

Diese Arbeit wurde aus Mitteln des ERP-Sondervermögens gefördert.

Literatur

- [1] Hulse, C. O., R. S. Bailey und F. D. Lemkey:
High temperature static strain gage alloy development
program
NASA Report N 87-22179 (1987)
- [2] Hulse, C. O., R. S. Bailey, H. P. Grant und S. S.
Przybyszewski:
High temperature static strain gage development contract
NASA Report N 87-28869 (1987)
- [3] Englund, D. R. und R. G. Seasholtz:
Recent Advances in high temperature instrumentation for hot
section applications
NASA Report N 88-14339 (1988)
- [4] Lei, J. F.:
Electrical properties of materials for elevated temperature
resistance strain gage application
NASA Report N 88-30106; Diss. (Dr. Phil)(1987)
- [5] Knapp, J.:
Einfacher Anpasser für kapazitive Sensoren.
Techn. Messen 54 ('87) H. S. 111 - 115.
- [6] Bethe, K., D. Baumgartner und J. Frank:
Creep of Sensor's Elastic Elements: Metals versus Non-metals.
Sensors and Actuators, A21-A23 (1990) 844-849
- [7] Cassidy, Roger T. Russel E. Pence, William E. Moddemann:
Bonding and Fracture of Titanium-Containing Braze Alloys to
Alumina
Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 [11-12] pp. 1582-1601 (1989)

- [8] Nicholas, M. G., R. M. Crispin:
 Brazing Ceramics with Alloys Containing Titanium
 Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 [11-12] pp. 1602-1612 (1989)
- [9] Kapoor, Rakesh R., Thomas W. Eagar:
 Brazing Alloy Design for Metal/Ceramic Joints
 Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 [11-12] pp. 1613-1630 (1989)
- [10] Moorhead, A. J., Hyoun-Fe Kim:
 Comparison of Strengths of Aktive Metal Brazements in Alu-
 minia and SiC Whisker-Reinforced Alumina
 Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 [11-12] pp. 1854-1865 (1989)
- [11] Dorn, L., M. Kising, O. Maus:
 Hartlöten von Keramik
 VDI Bildungswerk BW 9431 (1988)
- [12] Thiemann, K. H. und F. Gross:
 Fügen von Keramik
 Symposium Materialforschung des BMFT, Hamm 12.-14.09.1988
- [13] Boretius, M. und E. Lugscheider
 Aktivlöten-Stoffschüssiges Fügen Keramischer Werkstoffe
 untereinander und mit Metall
 VDI-Berichte Nr. 676/1988
- [14] Lugscheider, E., H. Krappitz und M. Boretius:
 Fügen von Hochleistungskeramik untereinander und mit Metall
 Technische Mitteilungen Heft 4 (1987), Vulkan Verlag Essen
- [15] Allen, R. V. und W. E. Borbidge:
 Solid state metal-ceramic bondig of platinum to alumina
 Journal of Materials Science 18 (1983), 2835-2843
- [16] Scott, C. und V. B. Tran:
 Diffusion bonding of Ceramics
 American Ceramic Society Bulletin 64 (1985), 1129-1131

- [17] Mörgenthaler, K. O., U. Krohn und G. Elssner:
Herstellung und Prüfung festkörpergeschweißter Keramik-
Metall-Verbindungen
Z. Werkstofftech. 10 (1979), S. 276-284
- [18] Mackenzie, J. D:
Ceramic-to-Metall Bonding for Pressure Transducers
NASA-Report N 84-22753
- [19] Metelkin I. I; Makarkin A. YA; Pavlova M. A.:
Welding Together Ceramics and Metals
Weld. Prod. June 1967, 14, (6), 17-22
- [20] Nicholas, M. G., D. A. Mortimer, L. M. Jones und R. M.
Grispin:
Some observations on the wetting and bonding of nitride
ceramics
Harwell Report 12940 (1988), S. 10.
- [21] Jehn, H.:
Platinum losses during high temperature oxidation
Journal of the Less-Common Metals, 78 (1981) p33-p41
- [22] J. S. Przybyszewski und R. G. Claing
Bonding platinum wires to thin platinum alloy films by
pressing and heating so that dielectric properties of
insulating substrate are maintained.
US Patent, No. 4.402.447. 6. Sept. '83.
- [23] L. Dorn, W. Florian und S. Jafari
Einfluß der Schweißparameter bei Thermosonicschweißen
von Golddrähten auf die Verbindungsqualität.
DVS-Bericht 102 (1986), S. 153-158
- [24] L. Dorn, W. Florian und S. Jafari
Parameteroptimierung beim Ultraschallwärmeschweißen
von Aluminiumdrähten in der Mikroelektronik.
Schweißen und Schneiden 40 (1988) Heft 3

- [25] K. J. Johnson, N. E. Stockhalm und D. Worrall
Optimization and quality controll of ultrasonic wire bonding.
DVS-Bericht 102 (1986)
- [26] J. V. Mantese und W. V. Alcini
Platinum wire wedge bonding: a new IC and microsensor interconnect.
Journal of electronic Materials, Vol. 17, No. 4.88
- [27] K. Sudo
YAG-Laser welding system for fine wires.
Welding International 1988 No. 8
- [28] Turner, H. J. u. Nye, A. E. T.:
Displacement measurement at high temperatures with capacitive transducers.
Inst. of Physics Conference Series (1977), Nr. 34,
S. 117 - 134
- [29] Amberg, C. und N. Mayer
Zur statischen Kalibrierung und Untersuchung von Hochtemperatur-Wegaufnehmern bei Temperaturen bis ca. 1000 °C
VDI-Berichte Nr. 679, 1988
S. 131-144
- [30] Mayer, N.
Ein fluidisches Meßsystem für Weg- und Dehnungsmessungen bei Temperaturen bis über 800 °C
VDI-Berichte 514 (1984), S. 41-43

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

- Nr. 1/1968
Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft
- Nr. 2/1970 (vergriffen)
G. Andraea
Zum Problem des Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern
- Nr. 3/1970
J. Ziebs
Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
- Nr. 4/1970 (vergriffen)
A. Burmester
Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit – Grundlagen und Vergütungsverfahren
- Nr. 5/1971
N. Steiner
Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkentdichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
- Nr. 6/1971
P. Schneider
Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
- Nr. 7/1971
H.-J. Petrowitz
Chromatographie und chemische Konstitution – Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
- Nr. 8/1971
H. Veith
Zum Spannungs-Drehungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
- Nr. 9/1971
K.-H. Möller
Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
- Nr. 10/1972
D. Aurich, E. Martin
Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
- Nr. 11/1972
H.-J. Krause
Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
- Nr. 12/1972
H. Feuerberg
Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
- Nr. 13/1972
K.-H. Habig, K. Kirschke, W.-W. Maennig, H. Tischer
Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
- Nr. 14/1972
E. Fischer
Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
- Nr. 15/1972
H. Pohl
Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
- Nr. 16/1972
E. Knublauch
Über Ausführung und Assagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
- Nr. 17/1972
P. Reimers
Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
- Nr. 18/1973
W. Struck
Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
- Nr. 19/1973
K. Kaffanke, H. Czichos

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen

- Nr. 20/1973
R. Rudolphi
Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
- Nr. 21/1973
D. Klaffke, W. Maennig
Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
- Nr. 22/1973
R. Rudolphi, E. Knublauch
Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
- Nr. 23/1973
W. Ruske
Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
- Nr. 24/1973
J. Stanke, E. Klement, R. Rudolphi
Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung
- Nr. 25/1973
E. Knublauch
Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen
- Nr. 26/1974
P. Jost, P. Reimers, P. Weise
Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM – Eigenschaften und erste Anwendungen
- Nr. 27/1974
H. Wüstenberg
Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall
- Nr. 28/1974
H. Heinrich
Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern
- Nr. 29/1974
P. Schneider
Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelet für senkrechten, schrägen und allseitigen Schallenfall
- Nr. 30/1974 (vergriffen)
H. Czichos, G. Salomon
The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology
- Nr. 31/1975
G. Fuhrmann
Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung
- Nr. 32/1975
R. Rudolphi, B. Böttcher
Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen
- Nr. 33/1975
A. Wagner, G. Kieper, R. Rudolphi
Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens
- Nr. 34/1976 (vergriffen)
H.-J. Deppe
Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoff Nr. 35/1976
E. Limberger
Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper – Vorschlag für ein Prüfverfahren –
- Nr. 36/1976 (vergriffen)
J. Hundt
Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles
- Nr. 37/1976
W. Struck
Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen – Vorschlag für ein Prüfverfahren –
- Nr. 38/1976
K.-H. Habig
Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionisiertem Stahl 42 CrMo 4

- Nr. 39/1976
K. Kirschke, G. Kempf
Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newton'schem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung
- Nr. 40/1976
H. Hantsche
Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren
- Nr. 41/1976
B. Böttcher
Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten
- Nr. 42/1976
S. Dietlen
Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft
- Nr. 43/1976
W. Struck
Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
- Nr. 44/1976
W. Matthees
Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“
- Nr. 45/1976
W. Paatsch
Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
- Nr. 46/1977 (vergriffen)
G. Schickert, H. Winkler
Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
- Nr. 47/1977
A. Plank
Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
- Nr. 48/1977
U. Holzjöhner
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
- Nr. 49/1977
G. Wittig
Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
- Nr. 50/1978 (vergriffen)
N. Czaika, N. Mayer, C. Amberg, G. Magiera, G. Andraea, W. Markowski
Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
- Nr. 51/1978
J. Sickfeld
Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
- Nr. 52/1978
A. Tomov
Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
- Nr. 53/1978
R.-G. Rohrmann, R. Rudolphi
Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
- Nr. 54/1978
H. Sander
Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
- Nr. 55/1978
D. Klaffke
Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
- Nr. 56/1979
W. Brünner, C. Langlie
Stabilität von Sandwichbauteilern
- Nr. 57/1979
M. Stadthaus
Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpul-

- verprüfung**
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
Nr. 58/1979
W. S.ruck
Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
- Nr. 59/1979
G. Plauk
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
- Nr. 60/1979
H. Spreckelmeyer, R. Helms, J. Ziebs
Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
- Nr. 61/1979
K. Richter
Beschreibung von Problemen der höheren Farbmatrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
- Nr. 62/1979
W. Gerisch, G. Becker
Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
- Nr. 63/1979
E. Behrend, J. Ludwig
Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
- Nr. 64/1980
W. Rücker
Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
- Nr. 65/1980
P. Schmidt, D. Aurich, R. Helms, H. Veith, J. Ziebs
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
- Nr. 66/1980
M. Hattwig
Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
- Nr. 67/1980
W. Matthees
Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
- Nr. 68/1980
D. Petersohn
Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik. Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
- Nr. 69/1980
F. Buchhardt, P. Brandl
Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitschillen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
- Nr. 70/1980 (vergriffen)
G. Schickert
Schwellenwerte beim Betondruckversuch
- Nr. 71/1980
W. Matthees, G. Magiera
Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
- Nr. 72/1980
R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
- Nr. 73/1980
P. Wegener
Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
- Nr. 74/1980
R. Rudolphi, R. Müller
ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
- Nr. 75/1980
H.-J. Heinrich
Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
- Nr. 76/1980
D. Klaffke, W.-W. Maennig
Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
- Nr. 77/1981
M. Gierloff, M. Maulzsch
Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
- Nr. 78/1981
W. Rücker
Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund
- Nr. 79/1981
V. Neumann
Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflußten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
- Nr. 80/1981
A. Plank, W. Struck, M. Tzschätzsch
Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
- Nr. 81/1981
J. Schmidt
Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
- Nr. 82/1982
R. Helms, H.-J. Kühn, S. Ledworuski
Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches
Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
- Nr. 83/1982
H. Czichos, P. Feinle
Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen
- Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen -
- Nr. 84/1982
R. Müller, R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
- Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/1982
H. Czichos
Technische Materialforschung und -prüfung
- Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ - Materials Research and Testing
- Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme "Basic Technological Research" -
- Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/1982
K. Niesel, P. Schimelwitz
Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale
- Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/1982
B. Isecke, W. Stichel
Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
- Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/1983
A. Erhard
Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
- Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/1983
D. Conrad, S. Dietlen
Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
- Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/1983
M. Weber
Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
- Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/1983
L. Auersch
Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden
- Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/1983
P. Studt
Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
- Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/1983
Xian-Quan Dong
Untersuchungen der Störerschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
- Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/1983
M. Römer
Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten
- Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/1983
H. Eifler
Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
- Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/1983
G. Fuhrmann, W. Schwarz
Typische Bruchflächenbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
- Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/1983
E. Schnabel
Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschinenwaren
- Stretch- und Erholungsvermögen -
- Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von Stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/1984
G. Klamrowski, P. Neustupny
Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand
- Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/1984
P. Reimers, J. Goebels, H. Heidt, P. Weise, K. Wilding
Röntgen- und Gammastrahlen Computer-Tomographie
- Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/1984
G. Magiera
Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens zur Druckspannungsmessung in Beton
- Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/1984
D. Schnitger
Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien
- Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/1984
M. Gierloff
Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen
- Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/1984
B. Schulz-Forberg
Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
- Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/1984
J. Lehnert
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last
- Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/1984
W. Stichel, J. Ehreke
Korrosion von Stahlradiatoren
- Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/1984
L. Auersch
Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen - Ergebnisse von Modellrechnungen
- Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/1985
M. Omar
Zur Wirkung der Schrumpfbehinderung auf den Schweißspannungszustand und das Spröbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N
- Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/1985
H. Walde, B. Kropp
Wasserstoff als Energieträger
- Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/1985
K. Ziegler
Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von An dex-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte
- Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/1985
W. Lützwow
Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen
- Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/1985
R. Helms, H. Henke, G. Oelrich, T. Saito
Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungskorrosion von Offshore-Konstruktionen
- Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/1985
P. Rose, P. Raabe, W. Daum, A. Szameit

Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen

Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/1985

K. Richter

Farbempfindungsmerkmal Elementarbartton und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld

Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/1985

F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi, A. Wagner

Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik

Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/1985

H. Czichos, G. Sievers

Materials Technologies and Techno-Economic Development

A Study for the German Foundation for International Development (Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)

Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/1985

H. Treumann, H. Andre, E. Blossfeld, N. Pfeil, M.-M. Zindler

Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung. Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen

Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/1985

J. Herter, K. Brandes, E. Limberger

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part I

Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/1986

A. Hecht

Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung

Nr. 121/ISBN 3-88314-530-0/1986

P. Feinle, K.-H. Habig

Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen: Einflüsse von Stahlsammensetzung und Wärmebehandlung

Nr. 122/ISBN 3-88314-521-1/1986

J. Mischke

Entsorgung kerntechnischer Anlagen

Sonderkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulz-Forberg, K.E. Wieser und B. Droste

Nr. 123/ISBN 3-88314-531-9/1986

D. Rennoch

Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Beurteilung der beim thermischen Zerfall organischer chemischer Baustoffe entstehenden Brandgase

Nr. 124/ISBN 3-88314-538-6/1986

H.-M. Thomas

Zur Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in der zerstörungsfreien Materialprüfung

Nr. 125/ISBN 3-88314-540-8/1986 (vergriffen)

B. Droste, U. Probst

Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzisolierung von Flüssiggas-Lagertanks

Nr. 126/ISBN 3-88314-547-5/1986

W. Stichel

Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen in Schwimmhallen

Nr. 127/ISBN 3-88314-564-5/1986 (vergriffen)

E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil I

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part I

Nr. 128/ISBN 3-88314-568-8/1986 (vergriffen)

E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part II

Nr. 129/ISBN 3-88314-569-6/1986 (vergriffen)

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter, K. Berner

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehngeschwindigkeit

Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates

Nr. 130/ISBN 3-88314-570-X/1986

W. Struck

Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material bei Belastung durch eine Einzelkraft

Nr. 131/ISBN 3-88314-585-8/1986

E. Limberger, K. Brandes, J. Herter

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part II

Nr. 132/ISBN 3-88314-595-5/1987

Chr. Herold, F.-U. Vogdt

Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen

Nr. 133/ISBN 3-88314-609-9/1987 (vergriffen)

M. Woydt, K.-H. Habig

Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe

Nr. 134/ISBN 3-88314-615-3/1987

G. Andreae, G. Niessen

Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen

Nr. 135/ISBN 3-88314-618-8/1987

J. Ludwig, W.-D. Mischke, A. Ulrich

Untersuchungen über das Verhalten von Tankcontainern für unter Druck verflüssigte Gase bei Fallbeanspruchungen

Nr. 136/ISBN 3-88314-636-6/1987

H.-J. Deppe, K. Schmidt

Untersuchung zur Beurteilung von Brettschichtverleimungen für den Holzbau

Nr. 137/ISBN 3-88314-637-4/1987

D. Aurich

Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiete der Komponentensicherheit

Nr. 138/ISBN 3-88314-635-8/1987

M. Dogunke, F. Buchhardt

Zur geowissenschaftlichen Einordnung des Gebietes der Bundesrepublik Deutschland und einer sicheren Auslegung technischer Systeme gegen den Lastfall Erdbeben.

Nr. 139/ISBN 3-88314-658-7/1987

J. Olschewski, S.-P. Scholz

Numerische Untersuchung zum Verhalten des Hochtemperaturwerkstoffes Nimonic PE 16 unter monotoner und zyklischer Belastung bei Verwendung verschiedener plastischer und viskoplastischer Materialmodelle

Nr. 140/ISBN 3-88314-643-9/1987

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Nr. 141/ISBN 3-88314-694-3/1987

F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera, F. Mathiak

Zum Einfluß des Sicherheits- und Auslegungserdbebens auf die Bemessung von Kernkraftwerken

Nr. 142/ISBN 3-88314-695-1/1987

H. Treumann, G. Krüger, N. Pfeil, S. von Zahn-Ullmann

Sicherheitstechnische Kenndaten und Gefahrzahlen binärer Mischungen aus oxidierenden und verbrennlichen Substanzen

Nr. 143/ISBN 3-88314-701-X/1987

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Trag- und Verformungsverhalten von Stahlbetonbauteilen bei Stoßbelastung

Experimental and numerical Investigations concerning Load Bearing Behaviour of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Nr. 144/ISBN 3-88314-702-8/1987

F. Buchhardt, G. Magiera, W. Matthees, M. Weber, J. Altes

Nichtlineare dynamische Berechnungen zum Penetrationsverhalten des AVR-Reaktorgebäudes

Nr. 145/ISBN 3-88314-711-7/1987

U. Holzöhner

Untersuchung selbstähnlicher Systeme zur Bestimmung von Materialeigenschaften von Reibungsböden

Nr. 146/ISBN 3-88314-714-1/1987

W. Schön, M. Mallon

Untersuchungen zur Wirksamkeit von Wasserberieselungseinrichtungen als Brandschutzmaßnahme für Flüssiggas-Lagertanks

Nr. 147/ISBN 3-88314-720-6/1987

H.-D. Kleinschrodt

Lösung dynamischer Biege- und Torsionsprobleme von Stabsystemen aus dünnwandigen elastischen Stäben mit offenem Querschnitt mittels frequenzabhängiger Ansatzfunktionen

Nr. 148/ISBN 3-88314-774-5/1988

W. Müller

Theoretische Untersuchung von Variationsprinzipien für elastoplastisches Materialverhalten sowie Entwicklung und numerische Erprobung von Finite-Element-Verfahren für den ebenen Spannungszustand

Nr. 149/ISBN 3-88314-775-3/1988

U. Holzöhner

Bestimmung baugrunddynamischer Kenngrößen aus der Untersuchung von Bodenproben

Nr. 150/ISBN 3-88314-776-1/1988

M. Weber

VG3D Zeichenprogramm für Vektorgraphische Darstellung dreidimensionaler Strukturen

Nr. 151/ISBN 3-88314-785-0/1988

L. Auersch-Saworski

Wechselwirkung starrer und flexibler Strukturen mit dem Baugrund insbesondere bei Anregung durch Bodenerschütterungen

Nr. 152/ISBN 3-88314-796-6/1988

G. Plauk, G. Kretschmann, R.-G. Rohrmann

Untersuchung des baulichen Zustandes und der Tragfähigkeit vorgespannter Riegel von Verkehrszeichenbrücken der Berliner Stadtautobahn

Nr. 153/ISBN 3-88314-797-4/1988

H. Sander, W.-W. Maennig

Magnetisches Verhalten von Eisenproben bei mechanischer Wechselbeanspruchung

Nr. 154/ISBN 3-88314-822-9/1988

K. Breitzkreutz, R. Uttech, K. Haedecke

Druckgesinterte Stähle als zertifiziertes Referenzmaterial für die Spektrometrie

Nr. 155/ISBN 3-88314-825-3/1988

L. Auersch

Zur Entstehung und Ausbreitung von Schienenverkehlerschütterungen: Theoretische Untersuchungen und Messung am Hochgeschwindigkeitszug Intercity Experimental

Nr. 156/ISBN 3-88314-887-3/1989

G. Klamrowski, P. Neustupny, H.-J. Deppe, K. Schmidt, J. Hundt

Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit von Faserzementen

Nr. 157/ISBN 3-88314-888-1/1989

E. Limberger, K. Brandes

Versuche zum Verhalten von Stahlbetonbalken mit Übergreifungsstößen der Zugbewehrung unter stoßartiger Belastung

Nr. 158/ISBN 3-88314-889-X/1989

R. Wäsche, K.-H. Habig

Physikalisch-chemische Grundlagen der Feststoffschmierung - Literaturübersicht -

Nr. 159/ISBN 3-88314-890-3/1989

R. Müller, R. Rudolphi

Berechnung des Wärmedurchlaßwiderstandes und der Temperaturverteilung im Querschnitt von Hausschornsteinen nach DIN 18160 Teil 6

Nr. 160/ISBN 3-88314-917-9/1989

W. Matthees

Entwicklung eines Makroelementes durch Kondensation am Beispiel der Lastfälle Flugzeugabsturz und Erdbeben bei Boden-Bauwerk-Wechselwirkung mit biegeweichen Fundamenten

Nr. 161/ISBN 3-88314-920-9/1989

G. Mellmann, M. Maultzsch

Untersuchung zur Ermittlung der Biegefestigkeit von Flachglas für bauliche Anlagen

Nr. 162/ISBN 3-88314-921-7/1989

W. Brünner

Untersuchungen zur Tragfähigkeit großer Glasscheiben

Nr. 163/ISBN 3-88314-922-5/1989

W. Brünner, G. Mellmann, W. Struck

Biegefestigkeit und Tragfähigkeit von Scheiben aus Flachglas für bauliche Anlagen

Nr. 164/ISBN 3-88314-934-9/1989

R. Helms, B. Jaenicke, H. Wolter, C.-P. Bork

Zur Schwingfestigkeit großer geschweißter Stahlträger

- Nr. 165/ISBN 3-88314-935-7/1989
P. Göbel, L. Meckel, W. Schiller
**Untersuchung zur Erarbeitung von Kennwerten bei
Einrichtungsmaterialien (Holzwerkstoffen, Möbeln
und Textilien) hinsichtlich der Formaldehyd-
Emission.**
Teil B: Textilien
- Nr. 166/ISBN 3-88314-936-5/1989
K. Breitzkreutz
Modelle für Stereologische Analysen
- Nr. 167/ISBN 3-88314-937-3/1989
A. Mitakidis, W. Rücker
**Erschütterungsausbreitung im elastischen Halbraum
bei transienten Belastungsvorgängen**
- Nr. 168/ISBN 3-88314-958-6/1990
F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi
**Numerische Untersuchung geometriebedingter Wär-
mebrücken (Winkel und Ecken) unter Einsatz hoch-
auflösender Farbgraphik bei Berücksichtigung der
Tauwasserproblematik und des Mindestluftwechsels**
- Nr. 169/ISBN 3-88314-959-4/1990
Chr. Kohl, W. Rücker
**Integration der Untergrunddynamik in das Programm-
system MEDYNA, dargestellt am Beispiel des Intercity
Experimental (ICE)**
- Nr. 170/ISBN 3-88314-960-8/1990
P. Studt, W. Kerner, Tin Win
**Untersuchung der mikrobiologischen Schädigung
wassergemischter Kühlschmierstoffe mit dem Ziel
der Verbesserung der Arbeitshygiene, der Minderung
der Geruchsbelastung und der Menge zu entsorgen-
der Emulsionen**
- Nr. 171/ISBN 3-88314-997-7/1990
F. Buchhardt
**Ein Operator zur Koppelung beliebig benachbarter dy-
namischer Systeme am Beispiel der Boden-Bauwerk-
Wechselwirkung**
- Nr. 172/ISBN 3-88314-998-5/1990
J. Vielhaber, G. Plauk
Grenztragfähigkeit großer Verbundprofilstützen
- Nr. 173/ISBN 3-88314-999-3/1990
B. Droste, J. Ludwig, B. Schulz-Forberg
**Höherwertige Transporttechnik und ihre Konsequen-
zen für die Beförderung gefährlicher Güter**
- Nr. 174/ISBN 3-88429-021-8/1990
D. Aurich
**Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer
Versagenskonzepte**
- Nr. 175/ISBN 3-88429-022-6/1990
W. Brocks, D. Klingbeil, J. Olschewski
**Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-pla-
stischen Bruchmechanik**
- Nr. 176/ISBN 3-88429-035-6/1990
W. Matthees, G. Magiera
**Iterative Dekonvulation der seismischen Basiser-
regung für den Zeitraum**
- Nr. 177/ISBN 3-89429-090-0/1991
G. Schickert, H. Krause, H. Wiggenhauser
**Studie zur Anwendung zerstörungsfreier Prüfver-
fahren bei Ingenieurbauwerken**
- Nr. 178/ISBN 3-89429-429-9/1991
G. Andrae, J. Knapp, G. Niessen
**Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven
Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers für Einsatz-
temperaturen bis ca. 1000 °C**

**Bundesanstalt
für Materialforschung
und -prüfung (BAM)**

**Federal Institute
for Materials
Research and Testing**

**Institut Fédéral pour la
Recherche et l'Essai des
Materiaux**

Unter den Eichen 87
D-1000 Berlin 45

Telefon (030) 8104-1
Telex 183 261 bamb d
Telegramme BAM BERLIN

Telefax (030) 8 112 029
Teletex 2627-308 372=bamb

- **Berichte**
- **Gutachten**
- **Zulassungen**
- **Zertifikate**
- **Tagungspapiere**
- **Prüfungszeugnisse**
- **Prüfstellenanerkennungen**

