



KfK 4724
Mai 1990

Thermoschockverhalten keramischer Materialien der Kernspaltungs- und Kernfusionstechnik

H. Zimmermann
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Kernfusion

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung

Projekt Kernfusion

KfK 4724

**Thermoschockverhalten keramischer
Materialien der Kernspaltungs- und
Kernfusionstechnik**

H. Zimmermann

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

Zusammenfassung

Es wurde das Thermoschockverhalten verschiedener Keramiken untersucht, die in Kernreaktoren verwendet werden bzw. für den Einsatz in zukünftigen Fusionsreaktoren vorgesehen sind. Die Thermoschockbeanspruchung erfolgte durch Eintauchen von Tabletten in ein Bad flüssigen Metalls, normalerweise Zinn. Der Aufheizversuch von Raumtemperatur war die bevorzugte Testmethode. Die gemessenen kritischen Temperaturdifferenzen werden mit dem Wärmespannungsparameter R verglichen und zur Berechnung der Spannungen in den Tabletten benutzt. Im allgemeinen besteht eine befriedigende Übereinstimmung zwischen der berechneten maximalen Zugspannung und der Biegebruchfestigkeit, insbesondere bei den Oxiden.

Thermal Shock Behaviour of Ceramic Materials Used in Nuclear Fission and Fusion Technology

Abstract

The thermal shock behaviour of various ceramics used in nuclear fission reactors and provided for application in fusion reactors were investigated. The thermal shock tests were carried out by dipping pellets into a bath of liquid metal, usually tin. The heating up test from room temperature was the preferred test method. The measured critical temperature differences are compared with the thermal shock resistance parameter R and are used to calculate the stresses in the pellets. Generally there is a reasonable agreement between the calculated maximum tensile stress and the ultimate bending strength, especially for oxides.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Experimentelles	2
2.1	Untersuchte Materialien	2
Oxidkeramik	2	
Al ₂ O ₃	2	
Al ₂ O ₃ 15% ZrO ₂	2	
UO ₂	3	
MgAl ₂ O ₄	3	
LiAlO ₂	3	
Li ₂ SiO ₃	4	
Li ₄ SiO ₄	4	
Karbide	4	
B ₄ C	4	
SiC	5	
AlN	5	
2.2	Versuchsdurchführung	6
2.3	Versuchsergebnisse	8
3	Auswertung und Diskussion	10
3.1	Vergleich der kritischen Temperaturdifferenzen mit den Wärmespannungsparametern	10
3.2	Berechnung der rißauslösenden Spannung	12
4	Zusammenfassung	15
5	Literatur	15
	Tabellen und Abbildungen	18
	Anhang: Für Rechnungen benutzte Materialdaten	

1 Einleitung

Keramische Materialien spielen sowohl in der Kernspaltungs- als auch in der Kernfusionstechnik eine außerordentlich wichtige Rolle. In Kernreaktoren werden UO_2 und U,Pu-Mischoxid als Brennstoffe und B_4C als Absorbermaterial benutzt. In zukünftigen Fusionsreaktoren ist an den Einsatz keramischer Lithiumverbindungen als Brutmaterial für das erforderliche Tritium gedacht. Ferner werden in verschiedenen Bereichen eines Fusionsreaktors keramische Werkstoffe als Struktur- und Isolatormaterialien benötigt. Zum Schutz der ersten Wand ist SiC neben Graphit in der Diskussion. Als Isolatoren und Fenstermaterialien für die Mikrowellenheizung des Fusionsplasmas kommen u.a. Al_2O_3 und AlN in Betracht. In allen Fällen treten in diesen Materialien unter Betriebsbedingungen mehr oder minder hohe thermische Spannungen infolge von Temperaturgradienten unter stationären und transienten Bedingungen auf. Die Kenntnis des Materialverhaltens unter thermischer Beanspruchung ist deshalb von großer Wichtigkeit. Geeignete Charakterisierungsmerkmale sind die Thermoschock- und Temperaturwechselbeständigkeit.

Unter Thermoschock wird eine einmalige schroffe Temperaturbeanspruchung einer Probe verstanden. Als Maßzahl für die Thermoschockbeständigkeit eines Werkstoffes wird die Differenz zwischen den Temperaturen des Prüflings und des Abschreckmediums angegeben, bei der unter den gegebenen Versuchsbedingungen Rißbildung erfolgt (kritische Temperaturdifferenz ΔT_{krit}). Zur Prüfung der Temperaturwechselbeständigkeit wird der Werkstoff zyklischen Temperaturbeanspruchungen unterworfen. Als Maßzahl wird im allgemeinen die Anzahl der Temperaturwechselzyklen bis zur Rißbildung angegeben oder es werden Angaben über die Werkstoffschädigung nach einer bestimmten Anzahl von Temperaturwechseln gemacht. Eine Normung oder Standardisierung zur Bestimmung der Thermoschockbeständigkeit gibt es nicht. Lediglich zur Bestimmung der Temperaturwechselbeständigkeit feuerfester Steine gibt es einige nationale Normen.

Zur Thermoschockbeständigkeit liegen im Institut für Material- und Festkörperforschung (IMF) umfangreiche experimentelle Ergebnisse vor, insbesondere an Tabletten; denn Tabletten sind die am häufigsten verwendete Form von Bren- und Brutstoffen in Kernreaktoren. Auch für Lithiumkeramik als Brutmaterial in Fusionsreaktoren ist die Tablettenform eine mögliche Variante. Die Tabletten werden stets in metallische Hüllrohre eingeschlossen. Die thermische Beanspruchung der Tabletten führt zu Spannungen und zur Bildung von Rissen. Diese haben einen nachteiligen Einfluß auf das Betriebsverhalten des Stabes. Sie bewirken oder erhöhen die mechanische Wechselwirkung zwischen Keramik und Metallhülle, indem sie die Verschiebung einzelner Tablettenbruchstücke ermöglichen. Hierbei können hohe lokale Spannungen entstehen, die lebensdauerbegrenzend für den Stab sein können.

Auch unter allgemeinen Gesichtspunkten erwies sich die Tablettenform von Prüflingen als günstig, besonders hinsichtlich der Spannungsverteilung und ihrer Berechnung. Ziel dieses Berichts ist die Darstellung und Diskussion der bisher vorliegenden experimentellen Ergebnisse zur Thermoschockbeständigkeit der verschiedenen Materialien.

2 Experimentelles

2.1 Untersuchte Materialien

Unabhängig vom Anwendungsgebiet oder der zeitlichen Folge der Untersuchungen wurde für die Darstellung der Ergebnisse folgende Reihenfolge der Materialien gewählt: Oxidkeramik, Karbide und AlN. Innerhalb dieser Gruppen wurde die Reihenfolge nach dem Umfang der durchgeführten Untersuchungen festgelegt.

Oxidkeramik

Al₂O₃

Al₂O₃ wird in Fusionsreaktoren als Fenstermaterial für die Einstrahlung von Mikrowellen in das Plasma vorgesehen. Im folgenden wird eine kurze Übersicht über die untersuchten Al₂O₃-Sorten und ihre mechanischen Eigenschaften gegeben.

Al₂O₃ (99,5) - AL23

Hersteller: Friedrichsfeld GmbH, Mannheim

Von diesem Material standen mehrere Chargen zur Verfügung:

Charge	Durchm. x Höhe mm	Dichte %TD	Korngröße µm	Biegebruchf. MPa 1)	E-Modul GPa	Poisson- zahl
I	10x10	98,3	8	205 ± 25	378 ± 1	0,25 ± 0,01
II	11,5x18	97,9	18	-	375 ± 3	0,22 ± 0,01
III	6x10	98,2	15	-	354 ± 2	0,25 ± 0,01

Al₂O₃ (99,9) - Bio-Al₂O₃

Hersteller: Friedrichsfeld GmbH, Mannheim

Tablettendurchmesser: 13 und 10 mm

Tablettenhöhe: 10 mm

Dichte: 98,3% TD

Mittlere Korngröße: 1 µm

Biegebruchfestigkeit: 301 ± 58 MPa, Weibullmodul: 5,0 1)

E-Modul: 374 ± 5 GPa

Poissonzahl: 0,22 ± 0,01

Al₂O₃-15% ZrO₂

Lieferant: Deutsche Carbone AG, Frankfurt/Main

Tablettendurchmesser: 13 mm

1) Messung an entsprechender Probenform aus gleicher Lieferung

Tablettenhöhe: 10 mm
 Dichte: 4,48 g/cm³
 Mittlere Korngröße: 0,8 µm
 Biegebruchfestigkeit: 461 ± 73 Mpa, Weibullmodul: 5,7 1)
 E-Modul: 395 ± 4 GPa
 Poissonzahl: 0,23 ± 0,01

UO₂

UO₂ wird als Brennstoff in Kernspaltungsreaktoren verwendet. Die folgende Tabelle zeigt die wichtigsten Daten der Materialien, an denen Thermoschockversuche durchgeführt wurden.

Charge Hersteller	Tabletten-durchm., mm	Tabletten-höhe, mm	Dichte %TD	Korngröße µm
I/RBU	7,95	7,95	94,0	8
I/RBU	9,14	11,0	94,4	8
III/RBU	9,2	10,8	93,1	8
IV/RBU	12,18	14,7	95,35	8
V/RBU	10,62	12,2	95,8	8
VI/RBU	11,55	12,9	94,0	8
HSV/NUKEM	5,87	8	96,2	3

MgAl₂O₄

MgAl₂O₄ kommt als alternatives Fenstermaterial neben Al₂O₃ in Betracht.

Hersteller: Raytheon, USA
 Tablettendurchmesser: 13 mm
 Tablettenhöhe: 10 mm
 Dichte: 3,58 g/cm³
 E-Modul: 277 ± 1 GPa
 Poissonzahl: 0,26 ± 0,01

LiAlO₂

LiAlO₂ kommt als Brutmaterial für Fusionsreaktoren in Frage. Für die Untersuchungen standen Tabletten aus französischer Produktion zur Verfügung. Die wichtigsten Materialdaten:

Charge	Durchm.xHöhe mm	Dichte %TD	Korngröße µm	E-Modul GPa	Poissonzahl
LP	9.8x10	89	2	92 ± 2	0,25±0,01
MP	9.8x10	73	<1	53 ± 5	0,22±0,01

1) Messung an entsprechender Probenform aus gleicher Lieferung

Li₂SiO₃

Im Rahmen der Entwicklung keramischer Brutmaterialien für Fusionsreaktoren werden im IMF die Eigenschaften von Lithiumsilikaten, u.a. von Li₂SiO₃, untersucht. Die Herstellung des Probenmaterials erfolgte im KFK/IMF III und wird in /1,2/ beschrieben. Es wurden Tabletten mit unterschiedlichen Dichten und Korngrößen durch Kaltpressen und Sintern produziert. Wegen seiner besseren Tritiumfreisetzung und der höheren Li-Dichte ist das Orthosilikat jedoch der aussichtsreichere Kandidat. An folgenden Li₂SiO₃-Tabletten wurden Thermoschockversuche durchgeführt:

Charge	Durchm. x Höhe mm	Dichte %TD	Korngröße µm	Druckfestigk. MPa	E-Modul GPa	Poisson- zahl
VII	10x10	83	6	ca. 350	44 ± 2	0,22±0,01
VIII	9x9	93	10	ca. 445	55 ± 5	0,22±0,01

Li₄SiO₄

Die Herstellung des Orthosilikats erfolgte ebenfalls im KFK/IMF III durch Kaltpressen und Sintern /1,2/. Zur Verbesserung der Eigenschaften des Li₄SiO₄ wurden Dotierungsversuche mit Al und Mg durchgeführt /3/. Für die Thermoschockversuche standen folgende Materialien zur Verfügung:

Charge	Durch. x Höhe mm	Dichte %TD	Korngr. µm	Druckfest. MPa	E-Modul GPa	Poisson- zahl
X	9x9	90	100	ca. 80	80 ± 5	0,25±0,02
XI	9x9	78	15	ca. 220	40 ± 2	0,25±0,02
LISA 2	8x8	91	25	-	ca. 65	-
Li _{3,7} Al _{0,1} SiO ₄	8x8	90	20	55 ± 8	88 ± 1	0,25±0,02
Li _{3,8} Mg _{0,1} SiO ₄	8x8	90	20	83 ± 9	75 ± 1	0,25±0,02

Karbide

B₄C

Borkarbid wird als Absorbermaterial in Kernspaltungsreaktoren eingesetzt. Die Thermoschockversuche wurden an Tabletten der französischen Firma Partiot durchgeführt. Die wichtigsten Materialdaten:

Durchmesser: 12 mm
Höhe: 20 mm
Dichte: 90% TD
E-Modul: 341 MPa

SiC

Siliziumkarbid wird im Hinblick auf seine Eignung für den Schutz der Ersten Wand in Fusionsreaktoren untersucht. Ein wesentliches Kriterium hierfür ist der Widerstand gegen thermische Rißbildung. Hier die wichtigsten Daten der untersuchten heißgepreßten SiC-Tabletten:

Hersteller: Elektroschmelzwerk Kempten GmbH, München
Durchmesser: 10 mm
Höhe: 10 mm
Dichte: 99,5% TD
Mittlere Korngröße: 1,3 μm
Biegebruchfestigkeit: 488 ± 93 Mpa, Weibullmodul: 4,7 ¹⁾
E-Modul: 443 ± 7 GPa
Poissonzahl: $0,148 \pm 0,012$

UC

Von der Firma NUKEM, Hanau wurden heißschlagverdichtete Tabletten für die Thermoschockprüfung geliefert. Die wichtigsten Materialdaten:

Durchmesser: 7,2 mm
Höhe: 5,4 mm
Dichte: 95,2% TD

Das Herstellungsverfahren und weitere Daten sind in /4,5/ beschrieben.

AlN

AlN kommt ebenfalls als alternatives Fenstermaterial für Fusionsreaktoren in Betracht. Hier die wichtigsten Daten der heißgepreßten Tabletten:

Hersteller: Elektroschmelzwerk Kempten GmbH, München
Tablettendurchmesser: 10 mm
Tablettenhöhe: 10 mm
Dichte: 98,9% TD
Mittlere Korngröße: ca. 3 μm
Biegebruchfestigkeit: 273 ± 35 Mpa, Weibullmodul: 8,3 ¹⁾
E-Modul: 322 ± 5 GPa
Poissonzahl: $0,228 \pm 0,006$

1) Messung an entsprechender Probenform aus gleicher Lieferung

2.2 Versuchsdurchführung

Als Wärmeübertragungsmedium für die Thermoschockversuche wurde flüssiges Metall gewählt, weil damit hohe und über weite Temperaturbereiche, durch Vermeidung von Siedeeffekten, annähernd konstante Wärmeübergangskoeffizienten gewährleistet sind und Aufheiz- und Abschreckversuche bei ähnlichen Wärmeübergangsbedingungen durchgeführt werden können. Für die Durchführung der Untersuchungen standen zwei Ofenapparaturen zur Verfügung:

- Apparatur 1 gestattet eine Thermoschockbeanspruchung der zu untersuchenden Proben wahlweise durch Aufheizen oder Abschrecken. Als Wärmeübertragungsmedium wird flüssiges Zinn verwendet. Die maximale Schmelzbadtemperatur beträgt ca. 1000 °C.
- Apparatur 2 ist für Aufheizversuche bis zu 1500 °C ausgelegt. Es wird eine eutektische Ag-Cu-Schmelze (Schmelzpunkt 780 °C) verwendet.

Apparatur 1 besteht aus einem senkrecht angeordnetem Rohrofen (Maximaltemperatur 1700 °C) zur Vorwärmung der Proben und einem darunter befindlichen Tiegelofen (Maximaltemperatur 1300 °C) mit einem Einsatztiegel aus Edelstahl. Zur Vermeidung von Verträglichkeitsproblemen zwischen dem Edelstahl und dem flüssigen Zinn bei hohen Temperaturen wurde (außer bei den Versuchen mit UO_2 und B_4C) ein zusätzlicher Innentiegel aus Wolfram in den Edelstahltiegel gestellt. Dadurch wird die Temperatur des Zinnbades infolge der verschlechterten Wärmeübertragung auf ca. maximal 1000 °C beschränkt. Die Anlage ist für Schutzgasbetrieb zur Vermeidung von Oxydation des Metallbades und der Probe ausgelegt. Als Schutzgas wird Argon verwendet. Abb. 1 zeigt die schematische Darstellung dieser Apparatur. Eine ausführliche Beschreibung wird in /6/ gegeben.

Apparatur 2 ist ein Tiegelofen mit einem Al_2O_3 -Schutztiegel und Kanthal-Super-Heizelementen (Maximale Heizleitertemperatur 1700 °C). Auch hier wurde ein zusätzlicher Innentiegel aus Wolfram für die Ag-Cu-Schmelze verwendet. Wegen der erhöhten Oxydationsgeschwindigkeit des Wolframs bei hohen Temperaturen wurde in dieser Anlage mit einer reduzierenden Atmosphäre aus Argon mit 5% Wasserstoff (Schweißargon) gearbeitet.

Zur Auswertung der Versuche existiert ein Rechenprogramm, das den thermischen und mechanischen Zustand eines unendlich langen Zylinders während der Thermoschockbeanspruchung beschreibt. Deshalb wurde bei den Versuchen ein ausschließlich radialer Wärmeaustausch gewünscht. Die Proben wurden daher an den Stirnflächen durch Isoliertabletten thermisch isoliert. Die Thermoschockbeanspruchung erfolgte durch schnelles Eintauchen des Tablettenstapels von vorgegebener Temperatur in die Schmelze. Je nachdem, ob Ribbildung beobachtet wurde oder nicht, wurde im darauffolgenden Versuch die Temperaturdifferenz verringert oder erhöht. Bei den Aufheizversuchen wurde die Ausgangstemperatur (Raumtemperatur) konstant gehalten und die Badtemperatur verändert, bei den Abschreckversuchen wurde im allgemeinen die Badtemperatur konstant gehalten und die Ausgangstemperatur variiert. Gerissene Tabletten wurden beim folgenden Versuch durch neue ersetzt. Da bei diesem Vorgehen teilweise mit mehrfach geschockten Tabletten gearbeitet

wurde und dabei das Problem der Temperaturwechselbeständigkeit hätte entstehen können, wurde die bei mehrfach geschockten Proben ermittelte kritische Temperaturdifferenz stets durch mehrere Kontrollversuche mit frischen Proben überprüft.

Zur Auswertung der Thermoschockexperimente kann die Weibullstatistik herangezogen werden; denn die Temperaturdifferenz, bei der bei einer Probe Rißbildung erfolgt, ist der Bruchfestigkeit proportional. Der einzelne Thermoschockversuch ergibt zwar in der Regel keinen eindeutigen Zahlenwert für die kritische Temperaturdifferenz einer Probe wie eine Festigkeitsprüfung für die Festigkeit, aber bei Versuchen mit hinreichend vielen Proben lassen sich bei geeigneter Versuchsführung zu den verschiedenen angewandten Temperaturdifferenzen die Versagenswahrscheinlichkeiten angeben, und auf diese Weise kann die 50% Versagenswahrscheinlichkeit, die der mittleren Festigkeit entsprechen sollte, ermittelt werden.

Das Hauptaugenmerk bei der Versuchsdurchführung ist auf das Erkennen der ersten Rißentstehung zu richten. Folgende Methoden der Rißdetektion wurden hauptsächlich angewandt:

- visuelle Kontrolle, einschließlich der Betrachtung mit dem Stereomikroskop,
- Farbeindringverfahren. Besonders bewährt hat sich die Behandlung der Tabletten mit einem fluoreszierenden Farbeindringmittel extrem hoher Eindringfähigkeit (Hersteller: Ardrex/Brent Chemicals, Walldorf) und die Betrachtung im ultravioletten Licht.
- Schallemissionsmessung.

Bei den beiden erstgenannten Methoden erhält man eine Aussage über die Rißbildung erst nach Beendigung eines Versuches, d.h. die Anwendung dieser Methoden ist sehr zeitaufwendig. Deshalb wurde die Schallemissionsanalyse als weiteres Rißdetektionsverfahren bei den Aufheizversuchen eingeführt. Sie zeigt die Bildung eines Risses sofort während des Versuches an. Zur Registrierung der bei der Rißbildung entstehenden akustischen Signale, die über einen Wellenleiter aus dem Metallbad zum Schallaufnehmer, einem piezoelektrischen Wandler, geführt werden, wird ein Körperschallmeßgerät der Firma Gärtner, Köln, benutzt. Mittels eingebauter Tief- und Hochpaßfilter können störende Nebengeräusche mit niedrigen Frequenzen weitgehend unterdrückt werden. Trotz dieser Maßnahmen erwies sich die Schallmessung mit der vorhandenen Versuchsanordnung bei den Abschreckversuchen als ungeeignet, da bei diesen Versuchen die Rißbildung unmittelbar beim Eintauchen in das Bad erfolgt, zu einem Zeitpunkt also, an dem viele durch den Versuchsablauf bedingte Nebengeräusche auftreten. Im Gegensatz dazu erfolgt die Rißbildung im Aufheizversuch erst nach einigen Zehntel Sekunden. Zudem haben die beim Abschrecken mit der kritischen Temperaturdifferenz gebildeten Radialrisse nur eine sehr geringe Ausdehnung, so daß die freigesetzte Schallenergie sehr viel kleiner ist als bei den großflächigen Radialrissen beim Aufheizversuch.

Zur Rißdetektion nach den Abschreckversuchen wurden auch Druckversuche durchgeführt. Die Messung der Druckkraft beim Zerbrechen der abgeschreckten Tabletten ergab jedoch keinen eindeutigen Hinweis auf das Vorhandensein von Rissen. Die Streubänder gerissener und ungerissener Proben überlappten sich.

In der Tab. 1 sind die wichtigsten Materialdaten und die durchgeführten Experimente mit den Versuchsparemtern aufgelistet. Die Aufheizversuche überwiegen in der Anzahl die Abschreckversuche. Der Aufheizversuch wird deshalb bevorzugt, weil bei ihm die rißauslösenden Zugspannungen im Zentrum der Tablette entstehen, und die Rißentstehung deshalb nicht von zufälligen Oberflächendefekten beeinflusst wird. Er ist deshalb besser zur Materialcharakterisierung geeignet.

2.3 Versuchsergebnisse

Als Versuchsergebnisse der Thermoschockprüfung werden im folgenden die minimale kritische Temperaturdifferenz, die bei einer Versuchsserie beobachtet wurde, und die Temperaturdifferenz für 50% Versagenswahrscheinlichkeit angegeben. Sie sind in der Tab. 1 dargestellt. Die kritischen Temperaturdifferenzen bei den Abschreckexperimenten liegen deutlich niedriger als bei Aufheizversuchen. Der Grund liegt einmal in der höheren Druckfestigkeit der Keramik im Vergleich zu ihrer Zugfestigkeit und zum anderen im Spannungsverlauf. Beim Abschrecken treten die rißauslösenden maximalen Zugspannungen an der Oberfläche unmittelbar nach dem Eintauchen auf. Beim Aufheizversuch dagegen herrschen in der Oberfläche Druckspannungen, und die maximalen Zugspannungen entstehen im Probenzentrum. Aus diesem Grund ist der Aufheizversuch besser zur Materialcharakterisierung geeignet; denn Oberflächenfehler der Proben, die als Rißkeime wirken und die kritische Temperaturdifferenz absenken könnten, scheiden als Fehlerquelle aus.

Bei den Aufheizexperimenten entsteht bei der kritischen Temperaturdifferenz im allgemeinen ein radial vom Probenzentrum zum Rand verlaufender Riß. Mit zunehmender Temperaturdifferenz tritt eine Verzweigung des Risses zur Mantelfläche auf und schließlich erfolgt eine Fragmentierung der gesamten Tablette in mehrere Bruchstücke. Nur zwei Materialien verhielten sich anders: Li_2SiO_3 und SiC . Bei diesen beiden Materialien kommt es bei der kritischen Temperaturdifferenz zu Abplatzungen von der Oberfläche. Möglicherweise sind Gefügeinhomogenitäten hierfür verantwortlich.

Vorangegangene unterkritische Thermoschocks (Anzahl <10) verändern weder das Rißbild noch scheinen sie einen Einfluß auf die kritische Temperaturdifferenz zu haben. Eine Ausnahme allerdings ist das AlN . Hier äußert sich eine vorangegangene unterkritische Beanspruchung in einer herabgesetzten kritischen Temperaturdifferenz verbunden mit einer sofortigen Fragmentierung. Die in der Tab. 1 angegebenen Werte für AlN beziehen sich daher auf einen einmaligen Thermoschock pro Probe.

Das Auftreten der Radialrisse ist an ein Höhe:Durchmesser-Verhältnis $\leq 1,2$ gebunden. Bei höheren Verhältnissen, die es bei einigen UO_2 -Chargen und zwei Al_2O_3 -Chargen gab, sind Querrisse vorherrschend. Dieser experimentelle Befund stimmt mit den Ergebnissen von Matthews /7/ überein, der die Spannungen in einem Zylinder mit parabolischer Temperaturverteilung als Funktion des Höhe:Durchmesser-Verhältnisses berechnete und fand, daß ab einem Verhältnis $>1,1$ die Maximalwerte der Axialspannung die der Tangentialspannung überschreiten.

Bei den Abschreckexperimenten entsteht bei der kritischen Temperaturdifferenz ein radialer Mikroriß, der von der Oberfläche ausgeht. Mit zunehmender Intensität des Thermoschocks vergrößert sich die Tiefe und die Zahl der Anrisse, und es bilden sich Verzweigungen. Beim AlN haben die entstehenden Risse eine deutlich größere Länge und bei mehreren Anrissen kommt es zu einem sichelförmigen Verlauf von der Mantelfläche zum Zentrum. Möglicherweise ist dieses von den anderen spröden Keramiken abweichende Verhalten des AlN auf seine Gefügestruktur zurückzuführen und damit nur ein Chargeneffekt. Die verwendeten Tabletten weisen eine ca. 0,27 mm breite praktisch porenfreie Oberflächenschicht auf, die vermutlich auch eine höhere Festigkeit besitzt.

Das umfangreichste Untersuchungsprogramm war an UO_2 durchgeführt worden. Von diesem Material stand eine hinreichend große Zahl von Tabletten verschiedener Abmessungen, aber praktisch gleicher Gefügecharakteristik desselben Herstellers zur Verfügung, so daß Parameterstudien erfolgen konnten. Bei Versuchen mit Tabletten unterschiedlicher Abmessungen zeigte sich eine deutliche Variation der kritischen Temperaturdifferenz. Die beste Korrelation ergibt sich mit dem Volumen. In Abb. 2 ist ΔT_{krit} der verschiedenen UO_2 -Tablettengrößen in Abhängigkeit vom Volumen dargestellt. Ein ähnlicher Effekt wurde auch beim Al_2O_3 beobachtet.

Zur Untersuchung des Einflusses von Gefügeparametern auf das Thermoschockverhalten wurden UO_2 -Tabletten einer Grobkornglühung unterworfen. Sie wurden 24 h bei 1800 °C unter Argon geglüht. Dabei vergrößerte sich der mittlere Korndurchmesser von 8 μm auf 15 μm . Gleichzeitig vergrößerte sich die Porosität durch den Zusammenschluß vieler kleiner, unregelmäßig geformter Poren zu wenigen großen, wobei die Dichte von 94,0 auf 96,3% zunahm. Durch diese Behandlung wurde die minimale kritische Temperaturdifferenz von 350 auf 270 K erniedrigt.

Zum Einfluß der Porosität können mangels ausreichender Daten keine Aussagen gemacht werden. Beim $LiAlO_2$ zeigt das Material mit niedrigerer Dichte die bessere Thermoschockbeständigkeit, beim Lithiumorthosilikat dagegen das Material mit höherer Dichte.

3 Auswertung und Diskussion

3.1 Vergleich der kritischen Temperaturdifferenzen mit den Wärmespannungsparametern

Zur Abschätzung der Thermoschockbeständigkeit keramischer Materialien haben sich in der Literatur Wärmespannungsparameter eingebürgert, die auf Grund bekannter mechanischer und physikalischer Eigenschaften eine Vorhersage des Verhaltens unter thermischer Belastung gestatten sollen. Eine ausführliche Übersicht über die Wärmespannungsparameter gibt Hasselman /8/. Im folgenden werden die experimentell ermittelten kritischen Temperaturdifferenzen mit dem ersten Parameter R, der den Widerstand gegen Ribildung charakterisiert, verglichen. Dieser Parameter, der aus dem Hookeschen Gesetz abgeleitet wurde, hat die Form

$$R = \frac{\sigma(1-\mu)}{E\alpha}, K \quad (1)$$

- σ Zugfestigkeit
- μ Poissonzahl
- E Elastizitätsmodul
- α thermischer Ausdehnungskoeffizient

Tab. 1 zeigt die für die untersuchten Materialien unter Verwendung der im Kap. 2.1 und im Anhang aufgeführten Eigenschaftswerte berechneten R-Werte. Es zeigt sich, daß bei den Aufheizversuchen das Verhältnis der gemessenen kritischen Temperaturdifferenz zum Wärmespannungsparameter R im allgemeinen zwischen 6 und 12 liegt, wobei eine Tendenz in der Weise zu erkennen ist, daß das Verhältnis mit zunehmendem Tablettenvolumen abnimmt, wie es entsprechend der Volumenabhängigkeit der Festigkeit von Keramik zu erwarten ist. Bei den Abschreckversuchen liegt das Verhältnis deutlich niedriger. Die schmale Datenbasis erlaubt jedoch keine eindeutige Aussage. Das SiC ist das einzige Material, bei dem der Wärmespannungsparameter R fast genau dem gemessenen ΔT_{krit} beim Abschrecken entspricht, wobei jedoch gerade dieser Meßwert einer Diskussion bedarf (s. Kap. 3.2). Auf eine Wiedergabe des Vergleichs der gemessenen kritischen Temperaturdifferenzen mit den anderen Wärmespannungsparametern wird an dieser Stelle wegen mangelnder Übereinstimmung verzichtet.

Auch in der Literatur wird oft eine mangelnde Übereinstimmung zwischen gemessenen kritischen Temperaturdifferenzen und Wärmespannungsparametern verzeichnet. Ein Vergleich gemessener kritischer Temperaturdifferenzen bei Abschreckexperimenten in Wasser mit berechneten Wärmespannungsparametern durch Lewis /9/ ergab vor allem für Keramik ohne Glasphase mit R zu niedrig berechnete kritische Temperaturdifferenzen. Die Auswertung der in /9/ veröffentlichten Werte ergab Verhältnisse zwischen 0,5 und 10. Crandall und Ging /10/ bestimmten, unter Berücksichtigung der Wärmeübergangsverhältnisse, die Thermoschockwerte von Al₂O₃-Kugeln beim

Abschrecken und Aufheizen in einem Salzbad. Für den Aufheizversuch stimmen gemessene und berechnete Werte recht gut überein, für den Abschreckversuch dagegen ist die Übereinstimmung schlecht.

Auf Grund der Überlegung, daß nur die tatsächlich in der Probe auftretende Temperaturdifferenz den Spannungsaufbau bewirkt, schlug Scholz /11/ einen modifizierten Wärmespannungsparameter für Abschreckung in ruhenden Medien vor, bei der die Wärmeübertragung praktisch nur durch Wärmeleitung erfolgt. Ausgehend von der in der Wärmeaustauscher-Auslegung bekannten Formel für die Kontakttemperatur /13/

$$T_K = \frac{T_P + T_B \cdot \frac{\sqrt{\lambda \rho c_B}}{\sqrt{\lambda \rho c_P}}}{1 + \frac{\sqrt{\lambda \rho c_B}}{\sqrt{\lambda \rho c_P}}} \quad (2)$$

T_K Kontakttemperatur

T Temperatur der Probe (Index P) bzw. des Bades (Index B)

λ Wärmeleitfähigkeit

ρ Dichte

c spezifische Wärme

kann man die Probenoberflächentemperatur bestimmen, die sich praktisch sofort nach dem Eintauchen durch instationäre Wärmeleitung einstellt. Voraussetzung ist lediglich eine gute Benetzung der Probenoberfläche durch eine Flüssigkeit, die nicht siedet. Diese Formel gilt streng nur für ebene Flächen. Solange jedoch die Eindringzone der Temperaturänderung klein gegen den charakteristischen Probenradius ist, kann sie auch auf gekrümmte Oberflächen angewandt werden. Diese Bedingung ist in den vorliegenden Fällen erfüllt.

Durch Kombination der Gleichungen (1) und (2) erhält man den modifizierten Wärmespannungsparameter

$$R^* = R \cdot \left(1 + \frac{\sqrt{\lambda \rho c_P}}{\sqrt{\lambda \rho c_B}} \right) = \Delta T_c \quad (3)$$

Der Parameter R^* (Tab. 1) zeigt bei den Al_2O_3 - und AlN -Tabletten eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen kritischen Temperaturdifferenzen in den Abschreckexperimenten. Bei den Karbiden dagegen treten beträchtliche Abweichungen auf. Beim SiC wird eine zu hohe Temperaturdifferenz vorausgesagt. Scholz /11/ führt diese Diskrepanz auf Oberflächenrißkeime zurück, die ein frühzeitiges Versagen bedingen. Dementsprechend liegt die für die gemessene kritische Temperaturdifferenz berechnete Maximalspannung weit unter der Biegebruchfestigkeit des Materials (s. Kap. 3.2). Beim B_4C tritt der umgekehrte Effekt auf. Der Parameter R^* ist kleiner als die gemessene kritische Temperaturdifferenz, und die berechnete Maximalspannung ist höher als die zur Berechnung von R^* verwendete Biegebruchfestigkeit von 166 MPa nach /12/.

3.2 Berechnung der rißauslösenden Spannung

Zur Auswertung und Analyse der Meßergebnisse ist die Kenntnis der Temperatur- und Spannungsverteilung in der Probe während der Thermoschockbeanspruchung notwendig. Insbesondere interessiert die bei der kritischen Temperaturdifferenz auftretende rißauslösende Spannung. Für diese Berechnungen existiert ein von Müller-Lyda in der Programmiersprache APL geschriebenes Programm, das den Spannungszustand des unendlich langen Zylinders (ebener Dehnungszustand) während der Thermoschockbeanspruchung näherungsweise beschreibt /14/. Das Programm arbeitet mit temperaturabhängigen thermophysikalischen und mechanischen Materialeigenschaftswerten und setzt ein homogenes und vollelastisches Material voraussetzt. Zunächst wird die zeitliche Temperaturverteilung in einem Zylinder bei radialem Wärmefluß durch Lösung der eindimensionalen instationären Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left\{ \lambda(T) \cdot \frac{dT}{dr} \right\} = c_p(T) \cdot \rho(T) \cdot \frac{dT}{dt} \quad (4)$$

- r Radius
- λ Wärmeleitfähigkeit
- T Temperatur
- c_p spezifische Wärme
- ρ Dichte

berechnet, wobei als erstes die sich sofort nach dem Eintauchen einstellende Kontakttemperatur berechnet wird. In Abänderung des ursprünglichen Programms, das eine geschlossene analytische Lösung von Carslaw und Jaeger /15/ mit temperaturunabhängigen Eigenschaftswerten zur Berechnung der Probe/Flüssigmetall-Grenzflächentemperatur benutzte, wird diese jetzt nach Gleichung (2) ermittelt. Beide Methoden führen praktisch zum gleichen Ergebnis. Für Zeiten $t > 0$ erfolgt die Lösung der Differentialgleichung dann numerisch nach der Methode der finiten Differenzen mit temperaturabhängigen Eigenschaftswerten. Dazu wird das System Tablette/Bad in 50 konzentrische Ringe gleicher Breite eingeteilt, wobei gewöhnlich 10 Ringe für die Tablette und 40 Ringe für das Schmelzbad verwendet werden. Die Randbedingungen zur Lösung der Differentialgleichung sind die Oberflächentemperatur des Systems, die konstant auf der Ausgangstemperatur des Bades gehalten wird, und die Tatsache, daß der Temperaturgradient im Zentrum der Tablette null ist. Als Beispiel werden in Abb. 3 die Temperaturverteilungen in einer Al_2O_3 -Tablette in einem Aufheizexperiment zu verschiedenen Zeitpunkten nach dem Eintauchen gezeigt. In Abb. 4 wird die nach dem geschilderten Verfahren berechnete Zentraltemperatur einer Al_2O_3 -Tablette mit der mit einem Thermoelement gemessenen verglichen.

Die Berechnung der Spannungsverteilung wird für den unendlich langen Zylinder (ebener Dehnungszustand) durchgeführt. Die Spannungen sind nach /16/ gegeben durch

$$\sigma_\theta(r) = \frac{\alpha E}{1 - \mu} \cdot \{f(R) + f(r) - T(r)\} \quad (5a)$$

$$\sigma_r(r) = \frac{\alpha E}{1-\mu} \cdot \{f(R) + f(r)\} \quad (5b)$$

$$\sigma_z(r) = \frac{\alpha E}{1-\mu} \cdot \{2f(R) - T(r)\} \quad (5c)$$

mit

$$f(r) = \frac{1}{r^2} \int_0^r T(r) r dr \quad (6)$$

- μ Poissonzahl
- E Elastizitätsmodul
- α thermischer Ausdehnungskoeffizient
- R Zylinderradius

Zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften wird der Vorfaktor $\alpha E / 1 - \mu$ in die Integrale der Gleichungen 5a bis 5c einbezogen. Abb. 5 zeigt als Beispiel für eine Spannungsberechnung den zeitlichen Verlauf der Tangentialspannungen in verschiedenen radialen Positionen einer Al_2O_3 -Tablette in einem Aufheizexperiment. Für die Rechnungen wurden die im Anhang aufgeführten Materialeigenschaftsfunktionen benutzt.

Die mit diesem Rechenprogramm ermittelten maximalen Zugspannungen, die als rißauslösend betrachtet werden, sind ebenfalls in der Tabelle 1 aufgeführt. Für die Berechnung wurde die kritische Temperaturdifferenz bei 50% Ausfallwahrscheinlichkeit gewählt, sofern sie bestimmt werden konnte. Im Fall des Abschreckversuches treten die maximalen Zugspannungen als Tangentialspannungen praktisch sofort nach dem Eintauchen an der Probenoberfläche auf. Beim Aufheizversuch dagegen entstehen die maximalen Zugspannungen im Tablettenzentrum, und zwar, abhängig von der Wärmeleitfähigkeit des Probenmaterials und des Durchmessers, nach einigen Zehntel Sekunden.

Für die 10×10 mm-Tabletten des Al_2O_3 (99,5) stimmen die berechneten maximalen Tangentialspannungen recht gut mit der Biegebruchfestigkeit überein, und zwar sowohl beim Aufheiz- als auch beim Abschreckversuch. Für die größeren 13×10 mm-Tabletten wird eine zu niedrige Maximalspannung berechnet. Auf Grund der Volumenabhängigkeit der Festigkeit von Keramikproben ist dieser Effekt verständlich und erklärt auch die zu niedrige berechnete Maximalspannung des Al_2O_3 (99,9), jedoch nicht die des Al_2O_3 -15% ZrO_2 . Dieses Material versagt beim Test früher als es seine Festigkeit und auch der Wärmespannungsparameter R erwarten lassen.

Für das UO_2 werden Versagensspannungen errechnet, die unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Probengrößen und Versuchstemperaturen in den gemessenen Bereich der Biegebruchfestigkeiten von 60 bis 160 MPa /17/ fallen. Für die beiden LiAlO_2 -Sorten werden rißauslösende Maximalspannungen ermittelt, die um den Faktor 1,5 bzw. 2 größer sind als die nach der empfohlenen Formel in /18/ berechneten Biegebruchfestigkeiten, die allerdings sehr niedrig erscheinen. Sie liegen bei nur einem Zehntel der stichprobenweise ermittelten Druckfestigkeit

dieser Tabletten. Für beide Li-Silikate werden Versagensspannungen errechnet, die unrealistisch hoch sind. Offenbar sind hier die Voraussetzungen des Rechenprogramms - homogenes und vollelastisches Material - nicht erfüllt, möglicherweise auch mit Rückwirkung auf die Rißausbreitung, die für die Detektion maßgebend ist.

Kann man die Übereinstimmung zwischen rißauslösender Maximalspannung und Biegebruchfestigkeit bei den einfachen Oxiden als recht gut betrachten, so sind die Verhältnisse bei den Karbiden und beim AlN komplizierter. Zum UC können mangels fehlender Daten der Biegebruchfestigkeit keine Angaben gemacht werden. Beim B₄C werden unter Berücksichtigung der Tatsache, daß bei den gegebenen Höhe:Durchmesser-Verhältnissen die höheren Axialspannungen rißauslösend sind, die Versagensspannungen, insbesondere beim Abschrecken, im Vergleich zu der der Literatur entnommenen Biegebruchfestigkeit zu hoch berechnet, ohne daß hierfür eine Erklärung gegeben werden kann. Bei den Aufheizexperimenten mit SiC entsprechen die berechneten Maximalspannungen den Biegebruchfestigkeiten. Bei den Abschreckexperimenten jedoch ergeben sich bei der gemessenen kritischen Temperaturdifferenz deutlich zu niedrige Werte der Spannung, bzw. die Biegebruchfestigkeit läßt ein wesentlich höheres ΔT_{krit} erwarten. Auch der modifizierte Wärmespannungsparameter R^* ist wesentlich größer als das ΔT_{krit} . Die Ursache hierfür sind offenbar Oberflächenrißkeime, die zu flächenhaften, immer Kantenanteile miteinschließende Abplatzungen und damit zu einem frühzeitigen Versagen dieser Tabletten führen /11/. Bei den Aufheizversuchen kommen diese Oberflächenfehler nicht zur Wirkung.

Beim AlN stimmen berechnete Maximalspannung und Biegebruchfestigkeit nur beim Abschreckexperiment befriedigend überein. Auch der modifizierte Wärmespannungsparameter R^* entspricht der gemessenen kritischen Temperaturdifferenz. Beim Aufheizen wird eine um den Faktor zwei zu hohe rißauslösende Maximalspannung errechnet. Möglicherweise ist die Ursache hierfür die hochdichte Oberflächenschicht, die ein Durchlaufen im Zentrum entstandener, aber nicht detektierter Risse zur Oberfläche verhindert und damit eine zu großes ΔT_{krit} vortäuscht. Das könnte auch das bei den anderen Keramiken nicht beobachtete Verhalten des AlN erklären, daß bei unterhalb der kritischen Temperaturdifferenz geschockten Tabletten, bei denen kein Riß gefunden wurde, bei einem nachfolgenden Thermoschock mit nur geringfügig höherem ΔT eine starke Fragmentierung auftrat.

Damit die Voraussetzung der Temperaturberechnung, gleiche Temperatur von Probe und Schmelzbad in der Kontaktzone, im oben erwähnten Rechenprogramm erfüllt ist, muß eine gute Benetzung zwischen Tablette und Metallbad erfolgen. Anderenfalls wird ein zu schroffer Thermoschock angenommen. Es wurde noch ein anderes Programm geschrieben, das den Wärmeübergang mit einem Wärmeübergangskoeffizienten ermittelt, und die Rechnungen damit wiederholt. Es zeigte sich, daß die Verwendung von Wärmeübergangskoeffizienten zwischen 0,5 und 3 W/cm²K im allgemeinen zu rißauslösenden Maximalspannungen führt, die den Biegebruchfestigkeiten entsprechen, wobei der Wert mit der Temperatur der wärmeren Komponente zunimmt. Beim SiC dagegen könnte nur eine Wärmeübergangszahl von 10 W/cm²K sowohl beim Aufheizen als auch beim Abschrecken zu einer befriedigenden

Übereinstimmung zwischen Biegebruchfestigkeit und berechneter Maximalspannung führen. Beim AlN hingegen wären Wärmeübergangszahlen von $0,7 \text{ W/cm}^2\text{K}$ im Aufheizversuch bzw. $1,7 \text{ W/cm}^2\text{K}$ im Abschreckversuch erforderlich, um eine Übereinstimmung mit der Biegebruchfestigkeit zu erzielen.

4 Zusammenfassung

Tabletten verschiedener keramischer Materialien wurden durch Eintauchen in flüssiges Metall einer Thermoschockbeanspruchung unterzogen. Die Ergebnisse und Erfahrungen aus den Versuchen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Der Aufheizversuch ist zur Materialcharakterisierung besser geeignet als der Abschreckversuch, weil die Ergebnisse nicht durch Oberflächendefekte beeinflusst werden.
- Der Vergleich mit dem Wärmespannungsparameter R zeigt, daß die gemessenen kritischen Temperaturdifferenzen ΔT_{krit} bei den Aufheizversuchen um den Faktor 6 bis 12 und bei den Abschreckversuchen um den Faktor 1 bis 7 größer sind als die berechneten R-Werte.
- Bei den Temperatur- und Spannungsberechnungen mit den gemessenen ΔT_{krit} -Werten ergab sich im allgemeinen eine befriedigende Übereinstimmung zwischen der berechneten maximalen Zugspannungen und den Biegebruchfestigkeiten, insbesondere bei den Oxiden.
- Unter Vernachlässigung der Silikate, die ein von den anderen Materialien abweichendes Rißverhalten zeigen, kann folgende Reihenfolge in Bezug auf die Thermoschockbeständigkeit aufgestellt werden: SiC, AlN, B_4C , UC, Al_2O_3 -15% ZrO_2 , Bio- Al_2O_3 , $MgAl_2O_4$, AL23, $LiAlO_2$, UO_2 .

5 Literatur

- /1/ D. Vollath, H. Wedemeyer
On the Preparation of the Lithium Silicates Series from Li_2SiO_3 to Li_8SiO_6 in Alcoholic Media
J. Nucl. Mat. 141-143 (1986) 334-338
- /2/ D. Vollath, H. Wedemeyer
Techniques for Synthesizing Lithium Silicates and Lithium Aluminates
Advances in Ceramics 25 (1989) 93-103
- /3/ D. Vollath, H. Wedemeyer, H. Werle, H. Zimmermann,
Doped Lithium Orthosilicate, Preparation and Properties
ICFRM-4, Kyoto, Japan, Dec. 4-8, 1989
- /4/ M. Hrovat, H. Huschka, L. Rachor, G. Mühlring, H. Zimmermann
Hot Impact Densification: A New Method for Producing High Density Ceramic Pellets with Close Shape Tolerances
Nucl. Technology 58 (1982) 63-68

- /5/ M. Hrovat, G. Mühling, L. Rachor, D. Vollath, H. Zimmermann
Das Heißschlagverdichten - Ein neues Verfahren zur Herstellung
keramischer Brennstofftabletten mit engen Formtoleranzen
J. Nucl. Mat. 124 (1984) 1-8
- /6/ H. Zimmermann, J. Burbach, M. Blumhofer
Interner Bericht, 1980
- /7/ J.R. Matthews
Thermal Stress in a Finite Heat Generating Cylinder
Nucl. Eng. and Design 12 (1970) 291-296
- /8/ D.P.H. Hasselman
Thermal Stress Resistance Parameters For Brittle Refractory Ceramics:
A Compendium
Amer. Ceram. Soc. Bull. 49 (1970) 1033-37
- /9/ D. Lewis
Comparison of Critical ΔT Values in Thermal Shock with the R Parameter
J. Am. Ceram. Soc. 63 (1980) 713-714
- /10/ B. Crandall, J. Ging
Thermal Shock Analysis of Spherical Shapes
J. Am. Ceram. Soc. 38 (1955) 44-54
- /11/ W. Dienst, H. Scholz, H. Zimmermann
Thermal Shock Resistance of Ceramic Materials in Melt Immersion Tests
J. European Ceram. Soc., zur Veröffentlichung eingereicht
- /12/ P. Dünner, R. Häbel, M. Hörle, H. Zimmermann
Material Correlations for the Irradiation Behaviour of B_4C , Eu_2O_3 and
 EuB_6 as used in LMFBR Absorber Pin Design
IAEA Specialists Meeting, Obninsk, USSR, 7-10 June, 1983
- /13/ H. Martin
Instationäre Wärmeleitung in ruhenden Körpern
VDI-Wärmeatlas, Blatt Ec 11, Düsseldorf, 1988
- /14/ I. Müller-Lyda, H. Zimmermann
Laborversuche und Rechnungen zur Thermoschockbeständigkeit von
oxidischen Kernbrennstoffen
J. Nucl. Mat. 106, 157-64 (1982)
- /15/ H.S. Carslaw, J.C. Jaeger
Conduction of Heat in Solids
Oxford: Calderon Press, 1959, S. 346
- /16/ S. Timoshenko, J.N. Goodier
Theory of Elasticity
New York: McGraw-Hill, 1951
- /17/ D.L. Hagrman, G.A. Reymann, R.E. Mason
MATPRO Version 11 - A Handbook of Materials Properties for Use in the
Analysis of Light Water Reactor Fuel Behavior
NUREG/CR-0475, 1981

/18/ M.C. Billone, W.T. Grayhack

Summary of Mechanical Properties Data and Correlations for Li_2O ,
 Li_4SiO_4 , LiAlO_2 and Be

ANL/FPP/TM-218 (1988)

Tabelle 1: Materialdaten und Ergebnisse der Thermoschockversuche

Material Sorte	Tablettendaten			Versuchsdurchführung	Metall- bad	$\Delta T_{krit.}$ K		Wärmespannungs parameter		$\sigma_{t,max}$ MPa	
	Durchm. mm	Höhe mm	Dichte % TD			min.	50%	R, K	R*, K		
Al ₂ O ₃ (99,5) I	10,0	10,0	98,3	Aufheizen von 25 °C	Sn	445	485	50	-	186	
				Abschrecken auf 260 °C	Sn	105	125			111	210
				Abschrecken auf 350 °C	Sn	108	-			109	188
	II	13,6	10,0	97,8	Aufheizen von 25 °C	Sn	400	426	-	164	
	III	11,5	18,0	97,9	Aufheizen von 25 °C	Sn	318	325	-	125	
IV	6,0	10,0	98,2	Aufheizen von 25 °C	Sn	325	345	-	135		
Al ₂ O ₃ (99,9)	13,0	10,0	98,3	Aufheizen von 25 °C	Sn	590	640	77	-	246	
Al ₂ O ₃ - 15% ZrO ₂	13,0	10,0	99,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	600	680	110	-	274	
UO ₂ I	7,9	8,0	94,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	350	352	65	-	161	
				Aufheizen von 550 °C	Sn	290	-				-
				Aufheizen von 880 °C	Sn	270	-				-
				Abschrecken auf 100 °C	Wood	140	-				-
	I/Grobkorn			96,3	Aufheizen von 25 °C	Sn	270	275	-	123	
	II	9,1	11,0	94,4	Aufheizen von 25 °C	Sn	285	-	-	128	
	III	9,2	11,0	93,1	Aufheizen von 25 °C	Sn	265	-	-	115	
	IV	12,2	14,7	95,4	Aufheizen von 25 °C	Wood	150	-	-	-	
	V	10,6	12,2	95,8	Aufheizen von 25 °C	Sn	250	-	-	110	
	VI	11,5	12,9	94,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	230	-	-	98	
HSV	5,9	8,0	96,2	Aufheizen von 25 °C	Sn	290	310	-	140		
MgAl ₂ O ₄	13,0	10,0	99,9	Aufheizen von 25 °C	Sn	450	-	86	-	153	
LiAlO ₂ LP MP	10,0	10,0	89,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	440	445	37	-	107	
	10,0	10,0	73,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	490	495	68	-	88	
Li ₂ SiO ₃ VII VIII	10,0	10,0	83,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	700	-	48	-	144	
	9,0	9,0	90,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	790	-	46	-	166	
Li ₄ SiO ₄ X XI LISA Al Doping Mg Doping	9,0	9,0	90,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	<240	-	6	-	-	
	9,0	9,0	78,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	<240	-	18	-	-	
	8,0	8,0	91,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	475	500	14	-	376	
	8,0	8,0	90,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	360	380	11	-	486	
	8,0	8,0	90,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	510	532	13	-	443	
B ₄ C I II	8,5	20,0	91,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	950	-	75	-	200	
	12,0	20,0	90,0	Aufheizen von 25 °C	Sn	650	665			-	140
				Aufheizen von 450 °C	Sn	395	-			-	113
				Aufheizen von 720 °C	Sn	230	-			-	66
				Abschrecken auf 300 °C	Sn	335	-			198	366
				Abschrecken auf 950 °C	Sn	325	-			-	305
SiC	10,0	10,0	99,5	Aufheizen von 60 °C	Ag/Cu	1400	-	242	-	477	
				Abschrecken auf 350 °C	Sn	231	-			624	230
UC	7,2	5,4	95,2	Aufheizen von 25 °C	Sn	840	890	-	-	315	
AlN	10,0	10,0	98,9	Aufheizen von 60 °C	Ag/Cu	1290	-	119	-	530	
	11,0	10,0	99,0	Abschrecken auf 250 °C	Sn	318	-			319	245
Aufheizen von 60 °C				Ag/Cu	1250	-	-	-			

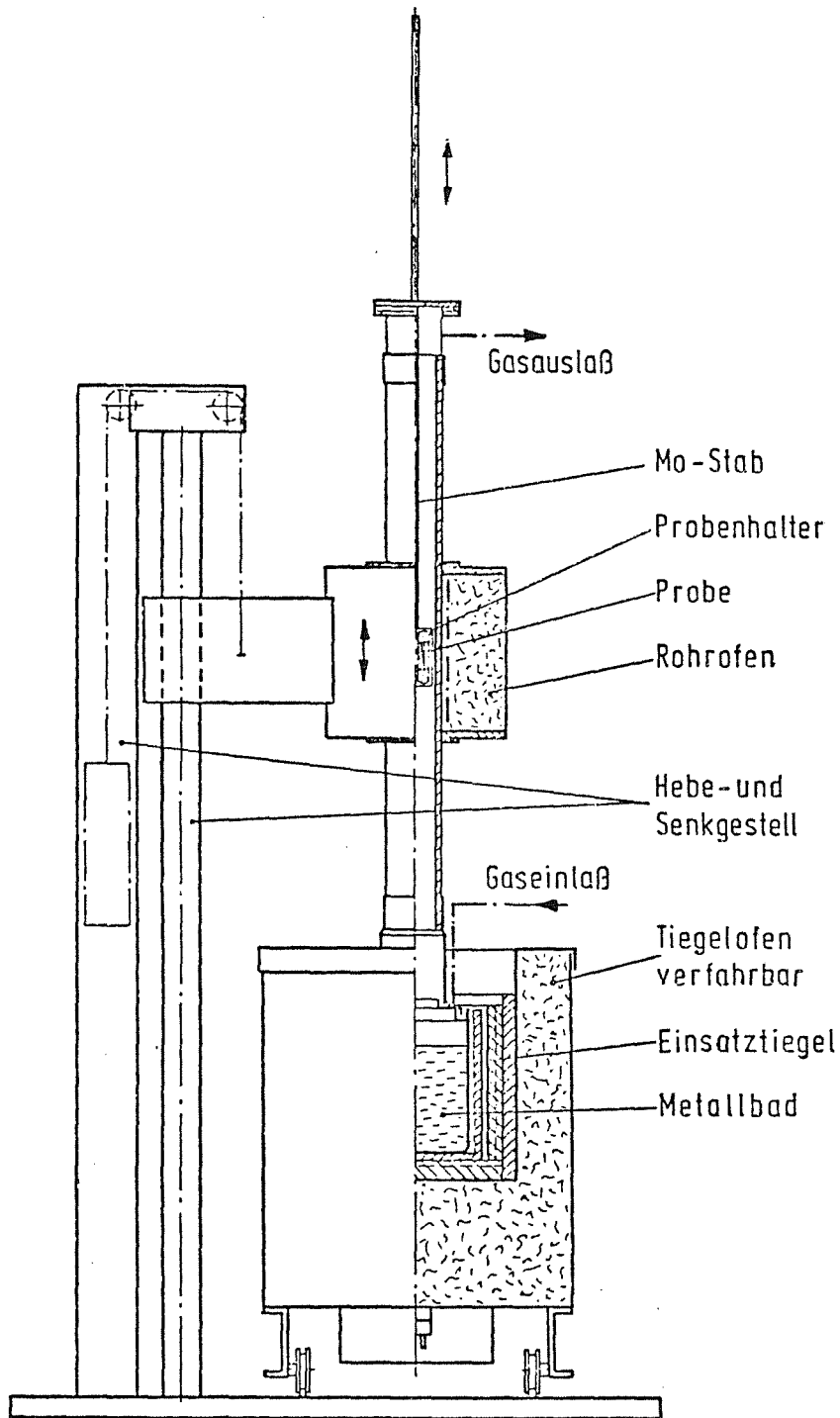


Abb. 1: Versuchseinrichtung zur Untersuchung des Thermoschockverhaltens (Apparatur 1)

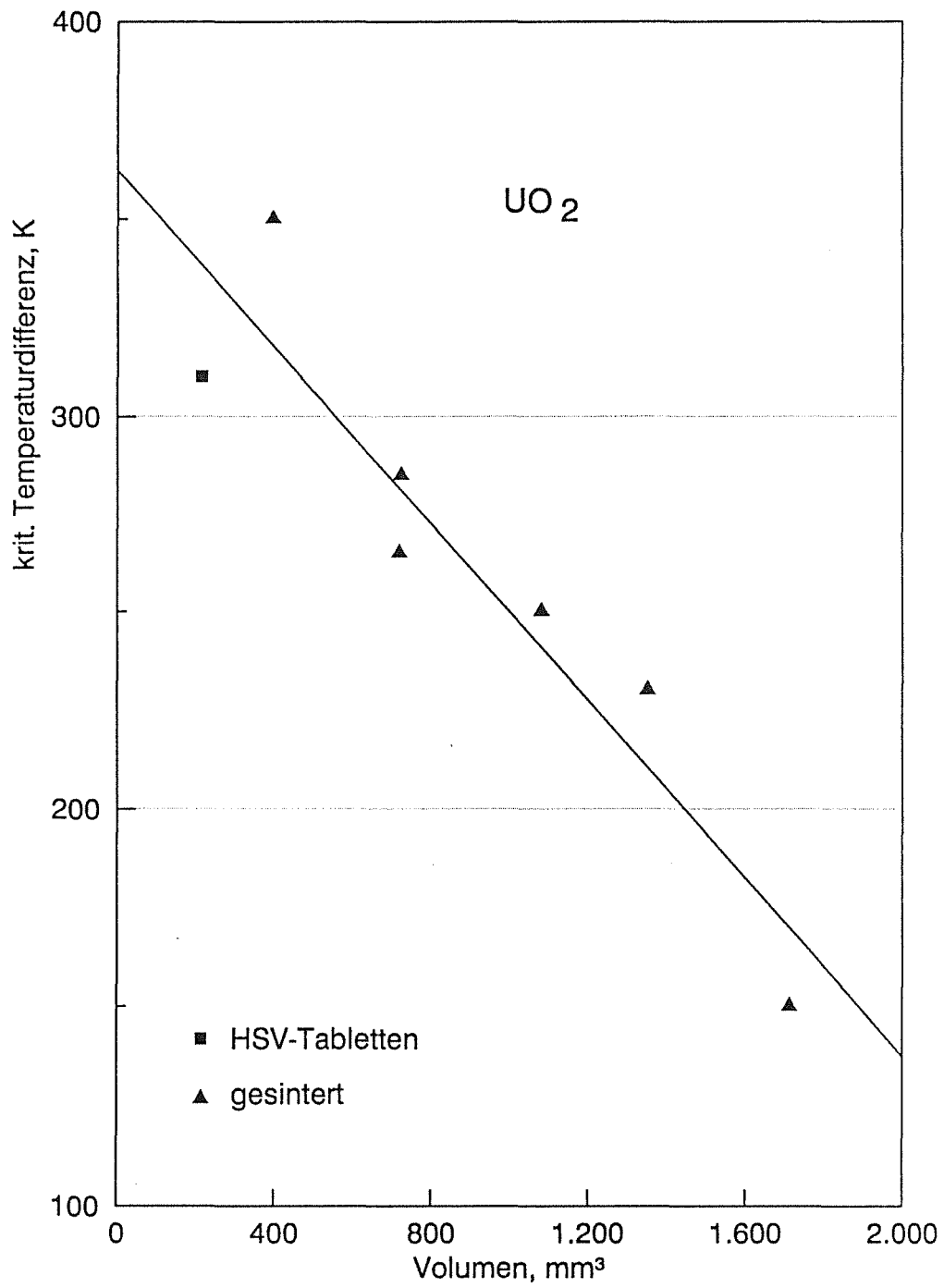


Abb. 2: Kritische Temperaturdifferenz von UO_2 -Tabletten in Abhängigkeit vom Volumen

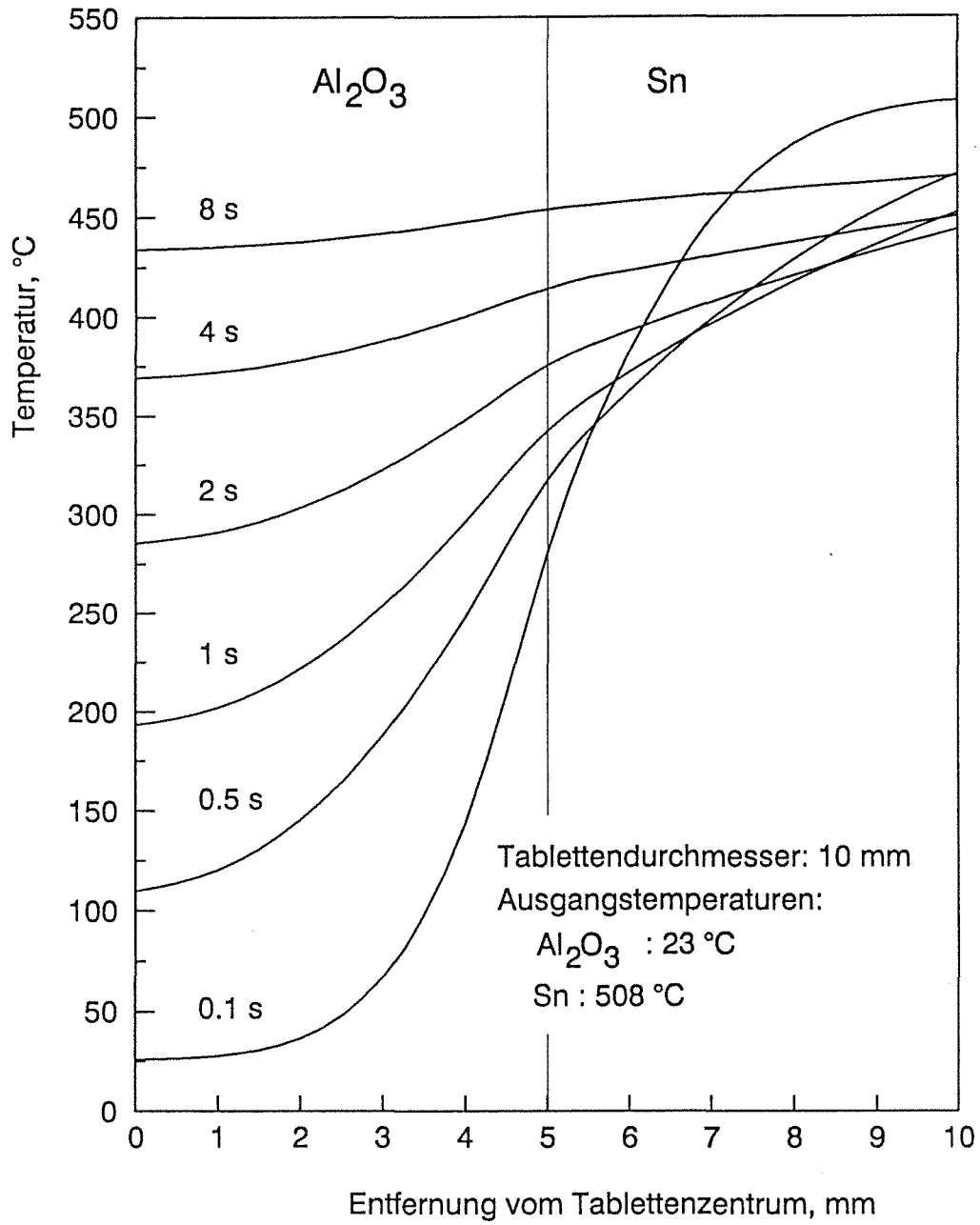


Abb. 3: Berechnete Temperaturverteilungen in einer Al_2O_3 -Tablette beim Aufheizversuch

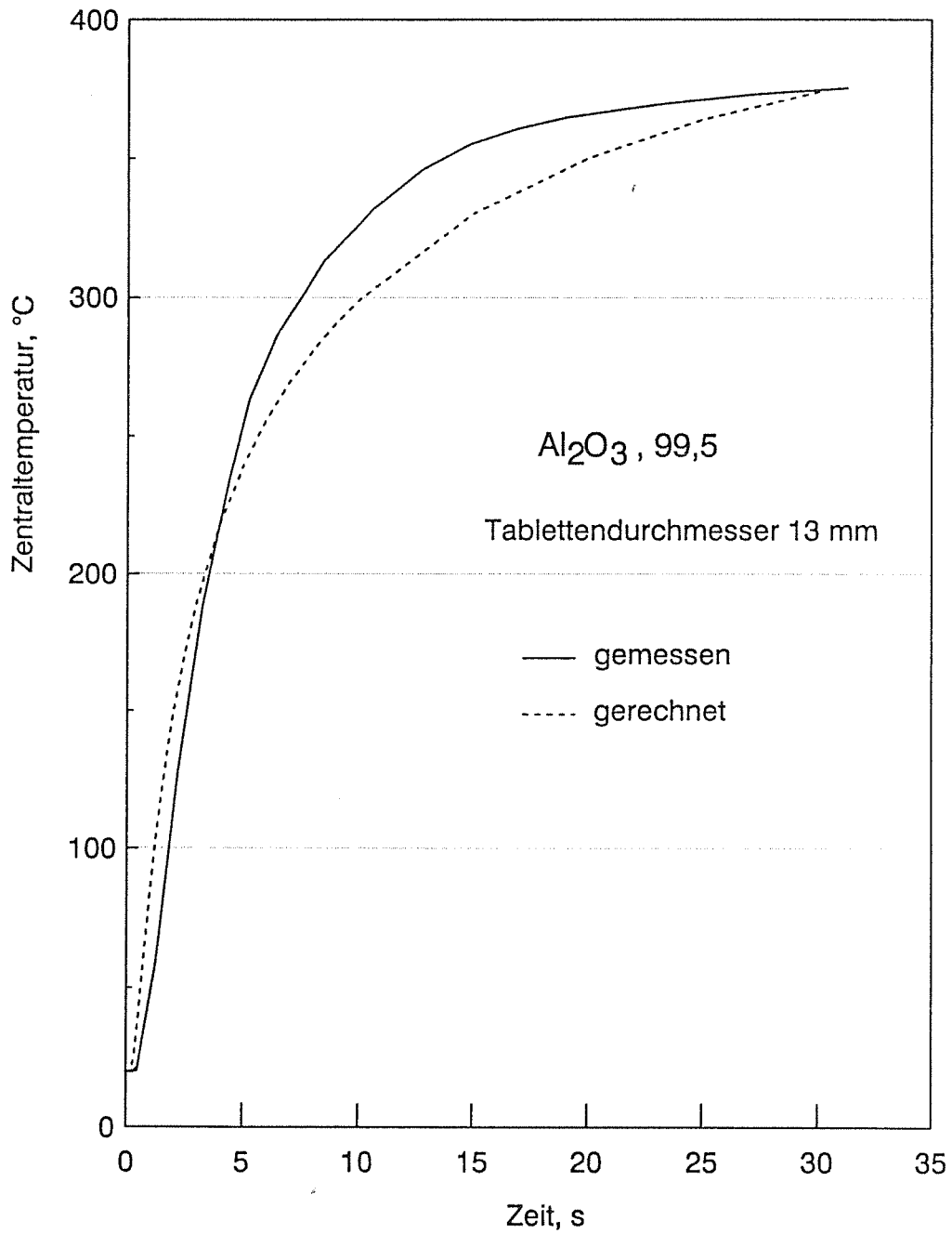


Abb. 4: Gemessene und berechnete Zentraltemperatur in einer Al₂O₃-Tablette in Abhängigkeit von der Zeit beim Aufheizversuch von 25 °C auf 380 °C

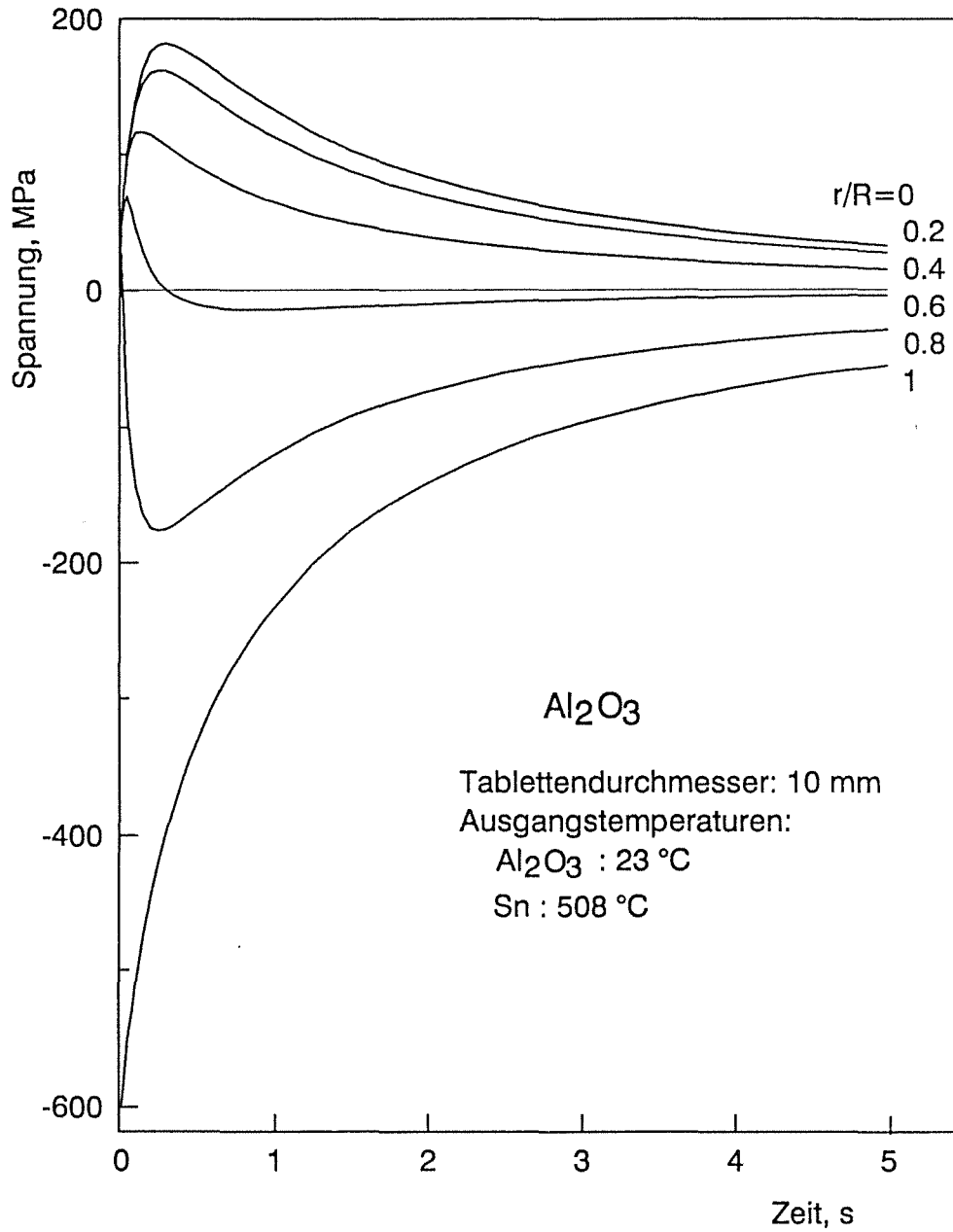


Abb. 5: Zeitlicher Verlauf der Tangentialspannungen in einer Al_2O_3 -Tablette

ANHANG

Für Rechnungen benutzte Materialdaten

Inhaltsverzeichnis

1	Al_2O_3	A1
2	Al_2O_3 -15% ZrO_2	A2
3	UO_2	A2
4	MgAl_2O_4	A3
5	LiAlO_2	A4
6	Li_2SiO_3	A5
7	Li_4SiO_4	A6
8	B_4C	A7
9	SiC	A8
10	UC	A9
11	AlN	A10
12	Metallschmelzen	A10
13	Literatur	A12

1 Al₂O₃

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 700 °C verwendet:

Elastizitätsmodul

$$E = E_0[1 - a(T - 293)], \text{ GPa} \quad (\text{A1})$$

$$E_0 = 372 \text{ GPa für Al}_2\text{O}_3 (99,5)$$

$$E_0 = 374 \text{ GPa für Al}_2\text{O}_3 (99,9)$$

$$a = 1,07 \cdot 10^{-4}$$

T Temperatur, K

Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit basiert auf Meßdaten in /A1-A4/.

Poissonzahl

$$\mu = \mu_0 \cdot [1 + 1,28 \cdot 10^{-5}(T - 293)] \quad (\text{A2})$$

$$\mu_0 = 0,25 \text{ für AL23, Charge I und III}$$

$$\mu_0 = 0,22 \text{ für AL23, Charge II und Bio-Al}_2\text{O}_3$$

T Temperatur, K

Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit basiert auf Meßdaten in /A4/.

Biegebruchfestigkeit

$$\text{AL23: } \sigma_B = 205 \pm 25 \text{ MPa, Weibullmodul: } 8,5$$

$$\text{Bio-Al}_2\text{O}_3: \sigma_B = 301 \pm 58 \text{ MPa, Weibullmodul: } 5,0$$

Lineare thermische Längenänderung

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 6,5 \cdot 10^{-6}(T - 293) + 1,9 \cdot 10^{-9}(T - 293)^2, \text{ 1/K} \quad (\text{A3})$$

Fit nach Daten in /A5/

Wärmeleitfähigkeit

$$\lambda = \frac{1}{a + bT}, \text{ W/cmK} \quad (\text{A4})$$

	a, cmK/W	b, cm/W	Literatur
Al ₂ O ₃ (99,5)	-0,240	0,0108	/A6/
Al ₂ O ₃ (99,9)	1,00	0,0100	/A6/

Spezifische Wärme in J/gK

Nach Daten in /A5/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $-0,50045$, $7,1598 \cdot 10^{-3}$, $-1,2425 \cdot 10^{-5}$, $1,0089 \cdot 10^{-8}$ und $-3,097 \cdot 10^{-12}$.

2 Al₂O₃-15% ZrO₂

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 700 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 395$ GPa und $a = 1,07 \cdot 10^{-4}$.

Poissonzahl

$$\mu = 0,23$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 461 \pm 73 \text{ MPa, Weibullmodul: } 5,7$$

Lineare thermische Längenänderung in 1/K

Berechnet nach Formel (A3)

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Berechnet nach Formel (A4) mit $a = 0,1836$ cmK/W und $b = 1,147 \cdot 10^{-2}$ cm/W auf Grund von Meßdaten nach /A7/.

Spezifische Wärme in J/gK

Nach Daten in /A8/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $-0,3395$, $5,8514 \cdot 10^{-3}$, $-9,863 \cdot 10^{-6}$, $7,5166 \cdot 10^{-9}$ und $-2,136 \cdot 10^{-12}$.

3 UO₂

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 1150 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 230$ GPa und $a = 1,0915 \cdot 10^{-4}$ nach /A9/.

Poissonzahl

$$\mu = 0,316 \text{ nach /A9/}$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 83 \text{ MPa nach /A9/}$$

Lineare thermische Längenänderung

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 1 \cdot 10^{-5}(T - 293) + 2,1 \cdot 10^{-9}(T - 293)^2, \text{ 1/K} \quad (\text{A5})$$

Fit nach Daten in /A9/.

Wärmeleitfähigkeit

Berechnet nach /A10/:

$$\lambda = \frac{1}{A + BT + CT^2} + DT e^{E/kT}, \text{ W/cmK} \quad (\text{A6})$$

$$A = 6,8337 \text{ cmK/W}$$

$$B = 1,6693 \cdot 10^{-2} \text{ cm/W}$$

$$C = 3,1886 \cdot 10^{-6} \text{ cm/WK}$$

$$D = 1,2783 \cdot 10^{-3} \text{ W/cmK}^2$$

$$E = -1,1608 \text{ eV}$$

$$k = 8,6144 \cdot 10^{-5} \text{ eV/K (Boltzmann Konstante)}$$

$$T \text{ Temperatur, K}$$

Porositätskorrektur

$$\lambda = \lambda_{100} \frac{1 - P}{1 + 2,2P} \quad (\text{A7})$$

λ_{100} Wärmeleitfähigkeit des 100% dichten Materials

P Porosität

Spezifische Wärme in J/gK

Nach Daten in /A9/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 3. Grades von T [K] mit den Koeffizienten 1,5657, $3,4238 \cdot 10^{-3}$, $-2,2857 \cdot 10^{-6}$ und $4,7618 \cdot 10^{-10}$.

4 MgAl₂O₄

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 450 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 272$ GPa und $a = 1,1 \cdot 10^{-4}$.

Poissonzahl

$$\mu = 0,26$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 275 \text{ MPa nach /A11/}$$

Lineare thermische Längenänderung in 1/K

Nach Daten in /A8/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 3. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $-1,977611 \cdot 10^{-3}$, $6,9411 \cdot 10^{-6}$, $-1,22 \cdot 10^{-9}$ und $1,838 \cdot 10^{-12}$.

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A7/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $0,34726$, $-9,0591 \cdot 10^{-4}$, $1,166 \cdot 10^{-6}$, $-7,1117 \cdot 10^{-10}$ und $1,6581 \cdot 10^{-13}$.

Spezifische Wärme in J/gK

Nach Daten in /A8/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $-0,3592$, $7,1204 \cdot 10^{-3}$, $-1,397 \cdot 10^{-5}$, $1,2943 \cdot 10^{-8}$ und $-4,478 \cdot 10^{-12}$.

5 LiAlO₂

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 500 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit

$$E_0 = 92 \text{ GPa für LP-Material (low porosity)}$$

$$E_0 = 53 \text{ GPa für MP-Material (medium porosity)}$$

$$a = 1,1 \cdot 10^{-4}$$

Poissonzahl

$$\mu = 0,25 \text{ für LP-Material}$$

$$\mu = 0,22 \text{ für MP-Material}$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 55 \text{ MPa nach /A12/}$$

Lineare thermische Längenänderung

Berechnet nach Daten in /A13/:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 1,1 \cdot 10^{-5}(T-293) + 1,3 \cdot 10^{-9}(T-293)^2, \text{ 1/K} \quad (\text{A8})$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Berechnet nach Formel (A4) mit $a = -0,66 \text{ cmK/W}$ und $b = 0,0302 \text{ cm/W}$ für 100% dichtes Material nach /A14/ und Porositätskorrektur nach Formel (A7).

Spezifische Wärme in J/gK

$$c_p = A + BT + C/T^2, \text{ J/gK} \quad (\text{A9})$$

Berechnet nach Formel in /A15/:

$$\begin{aligned} A &= 1,374 \text{ J/gK} \\ B &= 2,278 \cdot 10^{-4} \text{ J/g} \\ C &= -39405 \text{ JK/g} \\ T &\text{ Temperatur, K} \end{aligned}$$

6 Li₂SiO₃

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 800 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit

$$\begin{aligned} E_0 &= 44 \text{ GPa für Charge VII} \\ E_0 &= 55 \text{ GPa für Charge VIII} \\ a &= 2,5 \cdot 10^{-4} \text{ (Annahme, s. Li}_4\text{SiO}_4\text{)} \end{aligned}$$

Poissonzahl

$$\mu = 0,22$$

Biegebruchfestigkeit

Fit nach /A16/ mit 1/8 der gemessenen Druckfestigkeit:

$$\sigma_{Bj} = 200(1 - P)^{3,5} d^{-0,45}, \text{ MPa} \quad (\text{A10})$$

Lineare thermische Längenänderung

Berechnet nach Daten in /A13/:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 1,35 \cdot 10^{-5}(T-293) + 4 \cdot 10^{-9}(T-293)^2, \quad 1/T \quad (\text{A11})$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A17/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $0,1664$, $-4,723 \cdot 10^{-4}$, $6,565 \cdot 10^{-7}$, $-4,346 \cdot 10^{-10}$ und $1,122 \cdot 10^{-13}$. Porositätskorrektur nach Formel (A7).

Spezifische Wärme in J/gK

Berechnet nach Formel (A9) mit

$$\begin{aligned} A &= 1,505 \text{ J/gK} \\ B &= 2,803 \cdot 10^{-4} \text{ J/g} \\ C &= -44700 \text{ JK/g} \quad \text{nach /A15/} \end{aligned}$$

7 Li₄SiO₄

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 500 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit

$$\begin{aligned} E_0 &= 80 \text{ GPa für Charge X} \\ E_0 &= 40 \text{ GPa für Charge XI} \\ E_0 &= 65 \text{ GPa für LISA} \\ E_0 &= 88 \text{ GPa für Li}_{3,7}\text{Al}_{0,1}\text{SiO}_4 \\ E_0 &= 75 \text{ GPa für Li}_{3,8}\text{Mg}_{0,1}\text{SiO}_4 \\ a &= 2,5 \cdot 10^{-4} \text{ (in Anlehnung an Fitdaten in /A12/)} \end{aligned}$$

Poissonzahl

$$\mu = 0,25$$

Biegebruchfestigkeit

Fit nach /A16/ mit Daten nach /A12/:

$$\sigma_B = 195(1-P)^3 d^{-0,44}, \text{ MPa} \quad (\text{A12})$$

d mittlerer Korndurchmesser, μm

Lineare thermische Längenänderung in 1/K

Berechnet nach Daten in /A13/:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 1,9 \cdot 10^{-5}(T-293) + 1,1 \cdot 10^{-8}(T-293)^2 \quad (\text{A13})$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A17/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten 0,07, $-3,45 \cdot 10^{-4}$, $7,6 \cdot 10^{-7}$, $-7,43 \cdot 10^{-10}$ und $2,71 \cdot 10^{-13}$. Porositätskorrektur nach Formel (A7).

Spezifische Wärme in J/gK

Berechnet nach Formel (A9) mit

$$\begin{aligned} A &= 0,775 \text{ J/gK} \\ B &= 16,31 \cdot 10^{-4} \text{ J/g} \\ C &= 9000 \text{ JK/g} \quad \text{nach /A15/} \end{aligned}$$

8 B₄C

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 950 °C verwendet:

Elastizitätsmodul

Berechnet nach /A18/:

$$E_0 = 341,3 - 5,4757 \cdot 10^{-3} \cdot T - 2,9382 \cdot 10^{-6} \cdot T^2, \quad \text{GPa} \quad (\text{A14})$$

Poissonzahl

$$\mu = 0,15 \quad \text{/A18/}$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 166 \text{ MPa nach /A18/}$$

Lineare thermische Längenänderung in 1/K

Berechnet nach /A18/:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \begin{cases} \alpha(T-293) + b(T-293)^2 & \text{für } T \leq 573 \text{ K} \\ 280\alpha + 78400b + \alpha(T-573) & \text{für } T > 573 \text{ K} \end{cases} \quad (\text{A15})$$

mit

$$\alpha = \frac{c}{140} - \alpha$$

$$b = -\frac{c}{78400} + \frac{\alpha}{280}$$

$$c = 0,00142 - 0,002(1 - \rho)$$

$$\alpha = \begin{cases} 6,15 \cdot 10^{-6} & \text{für } \rho \geq 0,87 \\ 6,15 \cdot 10^{-6} - 1,11 \cdot 10^{-4}(\rho - 0,87)^2 & \text{für } \rho < 0,87 \end{cases}$$

Wärmeleitfähigkeit

Berechnet nach /A18/:

$$\lambda = 0,314 - 2,778 \cdot 10^{-4}T + 9,763 \cdot 10^{-8}T^2 - 5,436 \cdot 10^{-12}T^3, \quad \text{W/cmK} \quad (\text{A16})$$

Spezifische Wärme in J/gK

Berechnet nach Formel (A9) mit

$$A = 1,738 \text{ J/gK}$$

$$B = 4,082 \cdot 10^{-4} \text{ J/g}$$

$$C = -8,103 \cdot 10^{-6} \text{ JK/g} \quad \text{nach /A19/}$$

9 sic

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 1400 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 440 \text{ GPa}$ und $a = 9 \cdot 10^{-5}$.

Poissonzahl

$$\mu = 0,15$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 488 \pm 93 \text{ MPa, Weibullmodul: 4,7}$$

Lineare thermische Längenänderung

Berechnet nach Formel in /A6/

$$\frac{\Delta l}{l_0} = -0,00126 + 4,05 \cdot 10^{-6}T, \quad 1/K \quad (\text{A17})$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A20/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 5. Grades von T [K] mit den Koeffizienten 1,729, $-1,982 \cdot 10^{-3}$, $1,146 \cdot 10^{-7}$, $1,13 \cdot 10^{-9}$, $-6,875 \cdot 10^{-13}$ und $1,252 \cdot 10^{-16}$.

Spezifische Wärme in J/gK

Nach Daten in (A21) dargestellt durch einen Polynom-Fit 5. Grades von T [K] mit den Koeffizienten -0,26596, $5,0197 \cdot 10^{-3}$, $-7,7423 \cdot 10^{-6}$, $6,448 \cdot 10^{-9}$, $-2,676 \cdot 10^{-12}$ und $4,33 \cdot 10^{-16}$.

10 UC

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 850 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 225$ GPa und $a = 1,2 \cdot 10^{-4}$ /A22/.

Poissonzahl

$$\mu = 0,27 \text{ /A22/}$$

Biegebruchfestigkeit

Kein Wert bekannt.

Lineare thermische Längenänderung

$$\frac{\Delta l}{l_0} = -2,008 \cdot 10^{-4} + 1,004 \cdot 10^{-5}(T-273) + 1,17 \cdot 10^{-9}(T-273)^2 \text{ 1/K} \quad (\text{A18})$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A22/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten 0,3005, $-3,5528 \cdot 10^{-4}$, $4,6679 \cdot 10^{-7}$, $-2,5513 \cdot 10^{-10}$ und $5,0888 \cdot 10^{-14}$. Porositätskorrektur nach Formel (A7).

Spezifische Wärme

Berechnet nach Formel in /A22/:

$$c_p = 0,2037 + 1,0283 \cdot 10^{-4}T - 7,4684 \cdot 10^{-8}T^2 + 2,2853 \cdot 10^{-11}T^3 - 2473,6T^{-2}, \text{ J/gK} \quad (\text{A19})$$

11 AlN

Es wurden folgende Eigenschaftsbeziehungen im Temperaturbereich von 20 bis 1300 °C verwendet:

Elastizitätsmodul in GPa

Berechnet nach Formel (A1) mit $E_0 = 322$ GPa und $a = 1,2 \cdot 10^{-4}$.

Poissonzahl

$$\mu = 0,23$$

Biegebruchfestigkeit

$$\sigma_B = 273 \pm 35 \text{ MPa, Weibullmodul: } 8,3$$

Lineare thermische Längenänderung

Berechnet nach Daten in /A23/:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = 4,6 \cdot 10^{-6}(T-293) + 1 \cdot 10^{-9}(T-293)^2, \text{ } 1/K \quad (A20)$$

Wärmeleitfähigkeit in W/cmK

Nach Daten in /A24/ dargestellt durch einen Polynom-Fit 4. Grades von T [K] mit den Koeffizienten $1,107$, $-1,354 \cdot 10^{-3}$, $9,145 \cdot 10^{-7}$, $-3,942 \cdot 10^{-10}$ und $9,443 \cdot 10^{-14}$.

Spezifische Wärme

Berechnet nach Formel in /A24/:

$$c_p = 0,1 + 3,1 \cdot 10^{-3}T - 3,2 \cdot 10^{-6}T^2 + 1,1 \cdot 10^{-9}T^3, \text{ } J/gK \quad (A21)$$

12 Metallschmelzen**Sn**

Temperaturleitfähigkeit

Die Temperaturleitfähigkeit des Zinns wurde im KfK/IMF I /A25/ bis zu Temperaturen von 500 °C bestimmt.

Für reines Sn (frisches Schmelzbad) ist die Temperaturleitfähigkeit

$$\kappa = 0,136, \text{ } \text{cm}^2/\text{s}$$

Für verunreinigtes Sn (gebrauchtes Schmelzbad vor der Erneuerung) gilt

$$\kappa = 0,12 + 3,17 \cdot 10^{-4}(T - T_s), \text{ cm}^2/\text{s} \quad (\text{A22})$$

T_s Schmelztemperatur, K

Für die Rechnungen wird der Mittelwert verwendet.

Spezifische Wärme

$$c_p = 0,257 \text{ J/gK nach /A26/}$$

Dichte

$$\rho = 6,957[1 - 7 \cdot 10^{-4}(T - T_s)], \text{ g/cm}^3 \text{ /A26/} \quad (\text{A23})$$

Ag-Cu

Temperaturleitfähigkeit

Die Temperaturleitfähigkeit der eutektischen Ag-Cu-Legierung wurde im KfK/IMF I /A27/ im festen Zustand bis zum Schmelzpunkt bestimmt. Sie beträgt dort $1,37 \text{ cm}^2/\text{s}$. Da der Verlauf der Temperaturleitfähigkeiten der reinen Komponenten bis zu den Schmelzpunkten parallel verläuft und auch die Verhältnisse der Temperaturleitfähigkeiten im festen und flüssigen Zustand am Schmelzpunkt mit $1,86 \text{ cm}^2/\text{s}$ beim Ag und $2,03 \text{ cm}^2/\text{s}$ beim Cu ungefähr gleich sind, wurde die Temperaturleitfähigkeit der Ag-Cu-Legierung am Schmelzpunkt mit einem Umrechnungsfaktor fest:flüssig von 1,94 zu

$$\kappa = 0,71, \text{ cm}^2/\text{s}$$

berechnet.

Wärmeleitfähigkeit

$$\lambda = 2,29[1 - 3,17 \cdot 10^{-4}(T - T_s)], \text{ W/cmK /A27/} \quad (\text{A24})$$

13 Literatur

- /A1/ E. Ryshkewitch
Oxide Ceramics
New York, London: Academic Press, 1960
- /A2/ J.B. Wachtman, D.G. Lam
Young's Modulus of Various Refractory Materials as a Function of
Temperature
J. Amer. Ceram. Soc. 42 (1959) 254-260
- /A3/ J.B. Wachtman, W.E. Tefft, D.G. Lam, C.S. Apstein
Exponential Temperature Dependence of Young's Modulus for Several
Oxides
Physical Review 122 (1961) 1754-1759
- /A4/ N. Soga, O.L. Anderson
High-Temperature Elastic Properties of Polycrystalline MgO and Al₂O₃
J. Amer. Ceram. Soc. 49 (1966) 355-359
- /A5/ Y.S. Touloukian
Thermophysical Properties of High Temperature Solid Materials
New York, London: Macmillan, 1967
- /A6/ B. Schulz
in: Nuclear Fusion Project Semi-annual Report of the Association
KfK/EURATOM, Oct. 1987-March 1988
KfK 4418, 1988, S. 38
- /A7/ B. Schulz
in: Nuclear Fusion Project Semi-annual Report of the Association
KfK/EURATOM, Oct. 1988-March 1989
KfK 4588, 1989, S. 30
- /A8/ B. Schulz
in: Nuclear Fusion Project Semi-annual Report of the Association
KfK/EURATOM, Oct. 1988-March 1989
KfK 4488, 1989, S. 33
- /A9/ D.L. Hagrman, G.A. Reymann, R.E. Mason
MATPRO-Version 11 (Revision 2) - A Handbook of Materials Properties
for Use in the Analysis of Light Water Reactor Fuel Rod Behavior
NUREG/CR-0479 (1981)
- /A10/ J.K. Fink, M.G. Chasanov, L. Leibowitz
Thermal Conductivity and Thermal Diffusivity of Solid UO₂
ANL-CEN-RSD-81-3 (1981)

- /A11/ Union Carbide, Crystal Products Bulletin: Spinel, 1988
- /A12/ M.C. Billone, W.T. Grayhack
Summary of Mechanical Properties Data and Correlations for Li_2O ,
 Li_4SiO_4 , LiAlO_2 and Be
ANL/FPP/TM-218 (1988)
- /A13/ W. Dienst, K. Kummerer
Feste Brutstoffe für Kernfusionsreaktoren
Jahrestagung Kerntechnik, Karlsruhe, 2.-4. Juni 1987
Bonn: Dt. Atomforum 1987. - S. 103-20
- /A14/ B. Schulz, interner Bericht, 1987
- /A15/ B. Schulz
in: Ergebnisbericht über Forschungs- und Entwicklungsarbeiten 1986
des Projekts Kernfusion
KfK 4277, 1987, S. 45
- /A16/ H. Zimmermann
Mechanische Eigenschaften von Lithiumsilikaten für
Fusionsreaktor-Brutblankets
KfK 4528 (1989)
- /A17/ B. Schulz
in: Nuclear Fusion Project Semi-annual Report of the Association
KfK/EURATOM, Apr. 1987-Sep. 1989
KfK 4677, 1989, S. 57
- /A18/ P. Dünner, R. Häbel, M. Hörle, H. Zimmermann
Material Correlations for the Irradiation Behaviour of B_4C , Eu_2O_3 and
 EuB_6 as used in LMFBR Absorber Pin Design
IAEA Specialists Meeting, Obninsk, USSR, 7-10 June, 1983
- /A19/ O. Kubaschewski, C.B. Alcock
Metallurgical Thermochemistry
Pergamon Press, 1979
- /A20/ W. Dienst et al., interner Bericht, 1988
- /A21/ R. Brandt, B. Schulz
Charakterisierung und Wärmeleitfähigkeit von heißgepreßtem
Siliciumkarbid
Deutsche Keramische Gesellschaft e.V., 1986
- /A22/ Gmelin Handbook of Inorganic Chemistry, Uranium, Suppl. Vol. 12
Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo: Springer, 1987

- /A23/ K.M. Taylor, C. Lenie
Some Properties of Aluminium Nitride
J. Electrochemical Soc. 107 (1960) 308-314
- /A24/ B. Schulz
in: Fusion Technology Programme Semi-annual Report April 1985-Sept.
1985
KfK 3979, 1985, S. 21
- /A25/ B. Schulz, persönliche Mitteilung, 1989
- /A26/ C.J. Smithells
Metals Reference Book, Vol. III
London, 1967
- /A27/ B. Schulz, persönliche Mitteilung, 1990