

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

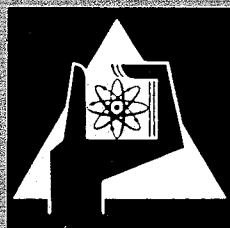
Juli 1970

KFK 1245

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Änderung der Wärmeleitfähigkeit in einem oxidischen
Brennelement während des Abbrands

H. Kleykamp



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Juli 1970

KFK - 1245

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Änderung der Wärmeleitfähigkeit in einem oxidischen
Brennelement während des Abbrands

von
H.Kleykamp

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe

28.7.70

Zusammenfassung

Die Änderung der Wärmeleitfähigkeit in einem Mischoxid-Brennelement während des Abbrands wird diskutiert. Der Einfluß der Porositäts- und Stöchiometrieänderung sowie der Wärmeübergangszahl werden abgeschätzt. Die Bildung der Spaltprodukte während des Abbrands führt zu einer Verringerung der Wärmeleitfähigkeit. Sie wird bei 10% Abbrand durch die Mischkristallbildung (U,Pu)-Oxid-Seltene Erdoxide-Zirkonoxid um ca. 25% erniedrigt, während durch die Einlagerung der metallischen und oxidischen Einschlüsse mit einer Erhöhung um ca. 8% gegenüber der reinen Matrix zu rechnen ist.

Summary

The change in thermal conductivity of mixed-oxide fuel during burn-up is discussed. The influence of the porosity and change in stoichiometry as well as the heat-transfer coefficient has been estimated. The formation of the fission products during burn-up led to a decrease in thermal conductivity. The latter fell by 25% after a burn-up of 10% due to the solid solution formation (U,Pu)-oxide-rare earth oxides-zirconia. An increase of about 8% compared with the pure matrix is to be expected in the case of metallic and oxide inclusions in dispersion form.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung
 2. Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von Stöchiometrie und Dichte
 3. Änderung der Wärmeleitfähigkeit durch Kurzzeiteffekte
 4. Einfluß des Spaltes
 5. Änderung der Wärmeleitfähigkeit durch Langzeiteffekte
 6. Zusammenfassung
-

1. Einleitung

In einer Reihe von Arbeiten [1,2,3,4] sind Parameterstudien zur Brennstabauslegung durchgeführt worden, die die Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von den Material- und Reaktordaten in allgemeiner Form behandeln und das komplexe Verhalten des Brennelements während des Abbrands erkennen lassen. In dieser Arbeit werden mit einem Satz von Auslegungsdaten die Wärmeleitfähigkeit und Temperaturen in einem oxidischen Brennelement numerisch angegeben, wobei außer der Änderung der inneren Geometrie im Brennelement der Einfluß der Spaltprodukte auf die Wärmeleitfähigkeit berücksichtigt wird.

Die Änderung der Wärmeleitfähigkeit und der radialen Temperaturverteilung in einem Brennelement während des Abbrands hängt im wesentlichen von der Änderung der inneren Geometrie des Brennstoffs und von den sich bildenden festen und gasförmigen Spaltprodukten ab. Dabei gehört die Änderung der Geometrie, wie Bildung des Zentralkanals, der Säulenkristalle und der Kornwachstumszone, zu den Kurzzeiteffekten (sie ist nach einigen Stunden abgeschlossen), das Schwellen des Brennstoffs und das damit verbundene Zuwachsen des Spalts sowie die Bildung der Spaltprodukte zu den Langzeiteffekten.

2. Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von Stöchiometrie und Dichte

Die auf 100% th.D. extrapolierte Wärmeleitfähigkeit K des stöchiometrischen, polykristallinen UO_2 und $(U, Pu)O_2$ ist zwischen 900 und 3000°K durch die gemittelte Gleichung [2,3]

$$K_{100}(T) = \frac{41,2}{4,9 + T} + 6,55 \cdot 10^{-13} T^3 \pm 7\% \text{ W/cm}\cdot\text{grad} \quad (1)$$

gegeben. Die Wärmeleitfähigkeit von $(U, Pu)O_{2,00}$ liegt bei ca. 15% Pu nach neuen Ergebnissen [5] um ca. 5 bis 15% über der von $UO_{2,00}$. Der Anstieg in diesem Konzentrationsbereich beruht wahrscheinlich auf der Anwesenheit magnetischer Streuzentren in UO_2 u.ihrem Verschwinden beim Zusatz von PuO_2 [6]. Die Werte beider Oxide ergeben sich für 95% th.D. aus Tabelle 1.

Tabelle 1: Wärmeleitfähigkeit von stöchiometrischem UO_2 und $(U, Pu)O_2$ (15% Pu, 95% th.D.)

T [°C]	K_{UO_2} [W/cm·grad]	$K_{(U,Pu)O_2}$ [W/cm·grad]
600	0,041	0,043
800	0,034	0,036
1000	0,029	0,031
1200	0,026	0,028
1400	0,024	0,027
1600	0,023	0,026
1800	0,022	0,026
2000	0,023	0,026
2200	0,023	0,027
2400	0,024	0,029

Für unter- und überstöchiometrisches Oxid wurden geringere Werte gemessen, jedoch nimmt der Unterschied zum stöchiometrischen Oxid bei höheren Temperaturen ab. Für $(U,Pu)O_{2+x}$ (95% th.D., K in W/cm.grd) gelten die Werte der Tabelle 2 [5,7].

Tabelle 2: Wärmeleitfähigkeit des Mischoxids für verschiedene Stöchiometrien (ca. 15% Pu, 95% th.D., K in W/cm.grd)

T [°C]	K $(U,Pu)O_{2,05}$ [7]	K $(U,Pu)O_{2,00}$ [5]	K $(U,Pu)O_{1,99}$ [5]	K $(U,Pu)O_{1,98}$ [5]
500	0,024	0,048	0,040	0,032
1000	0,021	0,031	0,027	0,024
1500	-	0,025	0,022	0,021
2000	-	0,026	0,023	0,022

Als Brüter-Brennstoff wird ein Oxid mit der relativen Brennstoffdichte von ca. 85% th.D. vorgesehen. Die Wärmeleitfähigkeit ist abhängig von der Porosität P. Bei isotroper Verteilung der Poren gilt für Oxid, dessen Poren mit den Spaltgasen Krypton und Xenon gefüllt sind, in guter Näherung [3, 4]

$$K = K_{100} (1 - P^{2/3}). \quad (2)$$

Die Werte in Tabelle 3 berücksichtigen weder Anisotropie noch Formfaktor im Brennelement.

Tabelle 3: Wärmeleitfähigkeit des stöchiometrischen Mischoxids
 $(U,Pu)O_{2,00}$ für verschiedene Dichten;
 Spaltgase: Kr, Xe; K in W/cm·grd

T [°C]	K [W/cm·grd]		
	100 % th.D.	95 % th.D.	85 % th. D.
500	0,055	0,048	0,039
1000	0,036	0,031	0,026
1500	0,029	0,026	0,021
2000	0,030	0,026	0,021

3. Änderung der Wärmeleitfähigkeit durch Kurzzeiteffekte

Während des Anfahrvorgangs erfolgt innerhalb einiger Stunden die Bildung des Zentralkanals, der Säulenkristallzone durch Porenwanderung (100 % th.D.) und der Kornwachstumszone. Thermoeffekte treten nur in der Säulenkristallzone auf [8]. In der Porositätszone bleibt die Anfangsporosität erhalten. Es ergibt sich eine vom Brennelement-Radius abhängige Porosität, die durch eine Modellbetrachtung mit einem Zweistufen-Porositätsverlauf ($P = 0$ in der Säulenkristallzone und $P = 0,15$ in der Porositäts-Zone) und stetigem Übergang in der Kornwachstumszone dargestellt werden kann [1, 2, 3, 4].

Die Änderung der Porosität während des Anfahrvorgangs beeinflusst die Wärmeleitfähigkeit im Brennstoff. Wie aus Tabelle 4 zu erkennen ist, steigt die Wärmeleitfähigkeit in der Kornwachstums- und Säulenkristallzone stark an. Die Werte gelten für 85% Ausgangsdichte, die Spaltgase

Tabelle 4: Wärmeleitfähigkeit nach dem Anfahrvorgang für
stöchiometrisches Mischoxid.
Ausgangsdichte: 85 % th.D.

T [°C]	Wärmeleitfähigkeit K [W/cm·grd] bei		Zone im Brennelement	Temperaturbereich
	homogener Ausgangsporosität	inhomogener Anfahrporosität		
600	0,035	0,035	Porositäts-Zone P = 0,15	<1300°C
800	0,029	0,029		
1000	0,026	0,026		
1200	0,023	0,023		
1400	0,022	0,026	Kornwachstums-Zone P = 0,05	1300 bis 1700°C
1600	0,021	0,026		
1800	0,021	0,029	Säulenkristall-Zone P = 0	>1700°C
2000	0,022	0,030		
2200	0,023	0,032		

Kr und Xe sowie ein O/M-Verhältnis von 2,00, das während des Anfahrvorgangs vom Radius unabhängig bleibt. Wenn das Mischoxid überstöchiometrisch ist, erhöht sich das O/M-Verhältnis in der Säulenkristall-Zone schon während des Anfahrvorgangs beträchtlich, die Wärmeleitfähigkeit wird in diesem Bereich weiter erniedrigt [9].

Durch die Änderung der Wärmeleitfähigkeit infolge Porositätsverschiebung und durch die Bildung des Zentralkanals wird das bei konstanter Wärmeleistungsdichte ursprünglich parabolische Temperaturprofil geändert. Bei konstanter Stableistung $\chi = 550 \text{ W/cm}$ und konstanter Brennstoffoberflächentemperatur T_b wird die Zentraltemperatur T_z erniedrigt, aber auch der Temperaturabfall in der Säulenkristallzone verringert. Die Zentraltemperatur ist für verschiedene mögliche Brennstoffoberflächen-Temperaturen als Parameter in Tabelle 5 angegeben. Man erhält die Werte durch graphische Integration der Gleichung [1]

$$\left(1 + \frac{2\beta^2}{1-\beta^2} \cdot \ln \beta\right) \chi = 4\pi \int_{T_b}^{T_z} K(T, P) dT \quad (3)$$

mit $\beta = r_z/r_b = 0$ ohne Zentralkanal und z.B. $\beta = 0,1$ mit Zentralkanal ($r_z =$ Zentralkanalradius, $r_b =$ Brennstoffradius = $0,306 \text{ cm}$) sowie $\chi = 550 \text{ W/cm}$.

Tabelle 5: Zentraltemperatur bei Säulenkristall-, Kornwachstums- und Zentralkanal-Bildung für verschiedene Brennstoffoberflächen-Temperaturen

Porositätsverteilung	Zentraltemperatur [°C]			
	$T_b=700^\circ\text{C}$	$T_b=800^\circ\text{C}$	$T_b=900^\circ\text{C}$	$T_b=1000^\circ\text{C}$
homogen	2590	2710	2820	2920
inhomogen ohne Zentralkanal	2300	2390	2470	2550
inhomogen mit Zentralkanal $r_z/r_b=0,1$	2230	2320	2410	2490

Der Radius der Säulenkristall- und Kornwachstums-Zone ist abhängig von der Ausgangsstöchiometrie des Mischoxids. Er nimmt zu, je mehr das O/M-Verhältnis von dem des stöchiometrischen Oxids abweicht, weil wegen der dadurch abnehmenden Wärmeleitfähigkeit in diesem Gebiet die Temperatur ansteigt [9].

4. Einfluß des Spaltes

Hüllaußen- und Hüllinnentemperatur seien durch die Auslegungsparameter festgelegt (Spezifikation in [10]). Die Breite des Einfüllspaltes bei Auslegung des Brennelements betrage z.B. 50 μm [10]. Mit einem Brennstoffradius von 0,306 cm [10] ergibt sich infolge thermischer Ausdehnung von Brennstoff und Hülle nach dem Anfahren ein "Heiß-Spalt" von ungefähr 25 μm , also in der Größenordnung der Oberflächenrauigkeit. Der Spalt wird jedoch durch Ringrißbildung und Schwellen des Brennstoffs geschlossen, wodurch sich der Temperaturabfall im Spalt verringert. Dabei wird eine endliche Anzahl von Kontaktstellen zwischen Brennstoff und Hülle gebildet. Die Wärmeübergangszahl im geschlossenen He-Gasspalt bei leichtem Kontaktdruck beträgt $\bar{n}_{\text{He}} = 1,3 \text{ W/cm}^2 \cdot \text{grd}$. Aus $\chi = 2\pi r_b \bar{n}_{\text{He}} \Delta T$ ergibt sich dann ein Temperaturabfall von 220 grd in der Kontaktfläche Brennstoff/Hülle. Wenn der Spalt unter sonst gleichen Bedingungen mit den Spaltgasen Kr und Xe gefüllt ist, wird sich wegen der um eine Größenordnung niedrigeren Wärmeübergangszahl der Temperaturabfall entsprechend erhöhen. Durch das Schwellen des Brennstoffes wird während des Abbrandes die Zahl der direkten

Kontakte Brennstoff/Hülle ständig erhöht, so daß der Wärmeübergang aufgrund dieser Festkörperkontakte an Bedeutung zunimmt. Die zu erwartenden Schwellldrucke dürften bei 10% Abbrand etwa um 50 at liegen. Da bei diesen Drucken der Wärmeübergang ganz wesentlich davon abhängt, wie groß die Kontaktfläche aufgrund der Oberflächenrauigkeit in der Grenzfläche ist, ist die Berechnung des Temperaturabfalles im Spalt die unsicherste Angabe bei der Berechnung der Temperaturverteilung. - Zum Vergleich mit dem Wert $\bar{\eta}_{\text{He}} = 1,3 \text{ W/cm}^2 \cdot \text{grad}$ sei die Wärmeübergangszahl zwischen Aluminium und Stahl bei einer Oberflächenrauigkeit von $0,2 \mu\text{m}$ unter 1 at Stickstoff bei Raumtemperatur als Funktion des Anpreßdrucks angegeben [11]:

p [at]	1	25	100
[W/cm ² ·grad]	0,3	1,7	3,3

5. Änderung der Wärmeleitfähigkeit durch Langzeiteffekte

Während des Abbrands entstehen außer den Edelgasen Kr und Xe, die sich in den Poren und im Spaltgasraum befinden, feste Spaltprodukte, die nach dem Ausscheidungsverhalten und der Stabilität ihrer Oxide in drei Gruppen eingeteilt werden können:

1. Seltene Erden und Zr, deren Oxide mit dem Brennstoff Mischkristalle bilden;

2. Sr, Ba und unter Umständen (bei überstöchiometrischem Oxid) Mo [9], deren Oxide teilweise als neue Phasen entstehen;
3. Mo, Tc und die Edelmetalle Ru, Rh und Pd, die sich als intermetallische Phasen ausscheiden.

Im folgenden soll eine halbquantitative Rechnung Aussagen über die Änderung der gesamten Wärmeleitfähigkeit liefern. Die Wärmeleitfähigkeit des Mischoxids $(U, Pu)O_2$, die etwas größer als die von reinem UO_2 ist, ist nicht repräsentativ für die Wärmeleitfähigkeit der Mischoxide Spaltstoff-Seltene Erden-Zirkon. Sie liegt für diese Verbindungen wesentlich niedriger, wie sich aus den Messungen für die Mischoxide $(U, Ce)O_2$, $(U, Y)O_2$ und $(Zr, Y)O_2$ ergibt (Tab. 6). Runfors [14] hat einen Abbrand von 50 000 MWd/t Uran durch Zumischen entsprechender Mengen der Oxide der Seltenen Erden, der Erdalkalien und des Zirkons zu UO_2 simuliert. Nach seinen Messungen sank die Wärmeleitfähigkeit zwischen 500 und 1000°C auf 82% derjenigen von reinem UO_2 (94% th.D.). Nach Ergebnissen bei der Firma Westinghouse [14] soll bei 5% Abbrand und 1000°C mit einer Erniedrigung der Wärmeleitfähigkeit auf 75% zu rechnen sein. Experimentelle Ergebnisse bei Temperaturen über 1000°C liegen nicht vor. Es ist wahrscheinlich, daß die Unterschiede der Wärmeleitfähigkeit zwischen den reinen Oxiden und den Mischoxiden bei hohen Temperaturen geringer werden. Bei 2000°C und 10% Abbrand ist mit einem Absinken der Wärmeleitfähigkeit der Brennstoff-Matrix durch Lösung der Oxide der Seltenen Erden und des Zirkons um schätzungsweise 25% zu rechnen. Die Änderung der Wärmeleitfähigkeit durch Strahlenschädigung kann bei diesen

Temperaturen vernachlässigt werden.

Tabelle 6: Wärmeleitfähigkeit von Mischoxiden

Verbindung	Dichte [%]	T [°K]	K [W/cm·grad]	Lit.
UO ₂	88	500	0,060	3
		1000	0,031	3
	100	1000	0,042	3
		2000	0,026	3
CeO ₂	88	500	0,08	12
		1000	0,034	12
		2000	0,008	12
Y ₂ O ₃	100	1000	0,035	13
		2000	0,030	13
ZrO ₂	92	500	0,017	12
		1000	0,020	12
		2000	0,027	12
38% UO ₂ -62% CeO ₂	62	500	0,019	12
		1000	0,018	12
UO _{2,2} -3Y ₂ O ₃ *	100	1000	0,029	13
		2000	0,022	13
ZrO ₂ -15% Y ₂ O ₃	89	500	0,015	12
		1000	0,017	12
		100	500	0,018
ZrO ₂ -7% Y ₂ O ₃	77,5	500	0,019	12
		1000	0,015	12
-2,3% CeO ₂		1000	0,008	12

* zweiphasig

Tabelle 7: Wärmeleitfähigkeit von Erdalkalioxiden und Metallen [12]

Verbindung	T [°K]	K [W/cm·grd]
SrO	500	0,50
	1000	2,52
BaO	500	0,54
	1000	3,40
SrO·BaO	500	0,42
	1000	1,80
SrO·BaO + 2,5% ZrO ₂	1000	1,57
U	298	0,27
Pu	298	0,084
Mo	298	1,37
	500	1,30
	1000	1,13
	2000	0,92
Ru	298	1,0
	500	1,0
Rh	298	1,5
	500	1,4
Pd	500	0,76
	1000	0,80
ε-Phase (Mo,Tc,Ru,Rh,Pd) oxid. Einschlüsse	298-2000	0,8 ^x
	1000	1,5 ^x

x geschätzte Werte

Im abgebrannten Brennelement wurden als neue Phasen oxidische Einschlüsse beobachtet, die Sr und Ba enthalten. Die Wärmeleitfähigkeit dieser Oxide liegt weit über der von UO_2 in der Größenordnung der Metalle und nimmt mit der Temperatur stark zu (Tab. 7). Als metallische Ausscheidungen wurden ϵ -Phasen gefunden, die Molybdän, Technetium, Ruthenium, Rhodium und Palladium enthalten, sowie weiterhin Ordnungsphasen zwischen diesen Elementen und dem Spaltstoff Uran und Plutonium [15, 16]. Die Wärmeleitfähigkeit der metallischen Einschlüsse liegt in der Nähe derjenigen der Komponenten und wird mit $0,8 \text{ W/cm}\cdot\text{grd}$ angenommen (bei 2000°C). Im schnellen Neutronenfluß sind 39% der entstehenden Spaltprodukte die genannten Elemente Sr, Ba, Mo, Tc, Ru, Rh, Pd [9]. Die metallischen Ausscheidungen besitzen sphärische Gestalt und haben bei 10% Abbrand einen Durchmesser von 5 bis $15 \mu\text{m}$, der von der Temperatur im Brennelement abhängt. Der Volumenanteil V_{Me} der metallischen ($\rho = 11 \text{ g/cm}^3$) und oxidischen Einschlüsse ¹⁾ ($\rho = 5 \text{ g/cm}^3$) beträgt bei 10% Abbrand ungefähr 2,9%. Betrachtet man diese als eine Dispersion in der (U, Pu)-Oxid-Matrix mit der in Tabelle 4 angegebenen Dichte, so läßt sich die Wärmeleitfähigkeit \bar{K} dieses Cermet-Systems für einen kugelförmigen Dispergenten in statistischer Verteilung angeben [17]:

$$1 - V_{\text{Me}} = \frac{K_{\text{Me}} - \bar{K}}{K_{\text{Me}} - K_{\text{Ox}}} \left(\frac{K_{\text{Ox}}}{\bar{K}} \right)^{1/3} \quad (4)$$

Mit $K_{\text{Ox}} = 0,030 \text{ W/cm}\cdot\text{grd}$ und $K_{\text{Me}} = 0,8 \text{ W/cm}\cdot\text{grd}$ (2000°K) sowie $V_{\text{Me}} = 0,029$ ergibt sich $\bar{K} = 1,08 \cdot K_{\text{Ox}}$,

1) Da die in den oxidischen Einschlüssen gefundenen Erdalkalien auch in der Matrix vorhanden sind, wurde für diese Abschätzung nur die Hälfte des Sr und Ba in Rechnung gesetzt.

also eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit durch die oxidischen und metallischen Einschlüsse um ca. 8% gegenüber der reinen $(U,Pu)O_2$ -Matrix.

Nach 10% Abbrand besitzt das Mischoxid der Ausgangsstöchiometrie $(U, Pu)O_{2,00}$ die mittlere Endstöchiometrie $(U, Pu)O_{2,014}$ bei $2000^\circ K$ [9]. Wegen des in Spuren vorhandenen Kohlenstoffs baut sich ein von der mittleren Endstöchiometrie und der Temperaturverteilung abhängiges CO_2/CO -Gleichgewicht auf, das über den Querschnitt als konstant angenommen wird und zu einer Erhöhung der Überstöchiometrie im Zentrum und somit zu einer Erniedrigung der Wärmeleitfähigkeit in der Säulenkristall-Zone des Brennelements führt [9]. Wird ein anfänglich leicht unterstöchiometrisches Oxid eingesetzt, z.B. $(U, Pu)O_{1,99}$, so erhält man nach 10% Abbrand ein Oxid der Zusammensetzung $(U, Pu)O_{2,003}$ bei $2000^\circ K$, dessen mittleres O/M-Verhältnis schon nach 2% Abbrand erreicht und vom Brennelement-Radius unabhängig ist und sich bis 10% Abbrand nicht mehr ändert [9]. Die Wärmeleitfähigkeit des Mischoxids besitzt also während des Abbrands zwischen 2 und 10% für die Ausgangsstöchiometrie $(U, Pu)O_{1,99}$ einen Maximalwert, wenn auch der Einfluß der in Lösung gehenden Spaltprodukte an sich stetig zu einer Verringerung der Wärmeleitfähigkeit führt.

6. Zusammenfassung

Durch die Verschiebung der homogenen Anfangsporosität im Brennelement während des Anfahrvorgangs erhöht sich die Wärmeleitfähigkeit in der Säulenkristall-Zone um ungefähr 40%, in der Kornwachstums-Zone um

ungefähr 25% des ursprünglichen Wertes. Damit ist ein Abfall der Zentraltemperatur verbunden, der in überwiegenderem Maß auf der erhöhten Wärmeleitfähigkeit in der Säulenkristall-Zone beruht. Die Zentralkanal-Bildung selbst hat auf die Erniedrigung der Zentraltemperatur während des Anfahrvorgangs den geringeren Einfluß. Durch das Anschwellen des Spaltes und den sich aufbauenden Brennstoff-Schwellendruck wird die Zentraltemperatur ebenfalls erniedrigt.

Während des Abbrands bilden sich im Brennelement metallische und oxidische Einschlüsse, deren Volumenanteil nach 10% Abbrand ungefähr 3% beträgt. Die Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit durch diese Einschlüsse (ca. 8%) wird durch die Erniedrigung der Wärmeleitfähigkeit infolge der Mischkristallbildung (U, Pu)-Oxid-Seltene Erdoxide-Zirkonoxid (ca. 25% bei 10% Abbrand) überkompensiert. Bei dieser Abschätzung bleibt der Einfluß der Ribildung auf die Wärmeleitfähigkeit jedoch unberücksichtigt.

Nach einer anfänglichen Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit infolge des Anfahrreffektes tritt eine Abnahme während des Abbrands ein, die im wesentlichen durch die Lösung der Seltenen Erden und des Zirkons im Mischoxid verursacht wird. In diesem System ist jedoch eine quantitative Berechnung der Wärmeleitfähigkeit im Augenblick wegen der fehlenden experimentellen Einzeldaten noch nicht möglich.

Literatur

- [1] H. Beißwenger et al., KFK 700 (1967), Beitrag IV
- [2] H. Kämpf, KFK 751 (1968)
- [3] H. Kämpf, Vortrag, Reaktortagung, Frankfurt, 15./18.4.1969
- [4] H. Kämpf, G. Karsten, Vortrag, ANS Winter Meeting, San Francisco, 1969
- [5] H.E. Schmidt, Euratom Progr. Rept. 7 (1969) 38
- [6] H.E. Schmidt, F. Caligara, Vortrag, Reaktortagung, Berlin, 20./22.4. 1970
- [7] J.C. van Craeynest, J.C. Weilbacher, J. Nucl. Mat. 26 (1968) 132
- [8] R.E. Carter, J. Nucl. Mat. 30 (1969) 166
- [9] H. Holleck, H. Kleykamp, KFK 1181 (1970)
- [10] K. Kummerer, interner Bericht (1969) (unveröffentlicht)
- [11] A. Ascoli, E. Germagnoli, Energia Nucleare 3 (1965) 113
- [12] Y.S. Touloukian (ed.), Thermophys. Prop. High Temp. Solid Mat., New York, 1967
- [13] A.D. Feith, Adv. Thermophys. Prop. Extr. Temp. Press., Lafayette, 1965, S. 328
- [14] U. Runfors, Vortrag, Fuels and Materials Specialist Meeting, Stockholm, 23./24. 10. 1969
- [15] J. I. Bramman, R.M. Sharpe, D. Thom, G. Yates, J. Nucl. Mat. 25 (1968) 201
- [16] D.R. O'Boyle, F.L. Brown, J.E. Sanecki, J. Nucl. Mat. 29 (1969) 27
- [17] S. Nazaré, G. Ondracek, F. Thümmler, Vortrag, Intern. Powder Metallurgy Conf., New York, 12./16.7. 1970

