

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

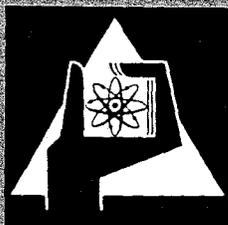
November 1970

KFK 1270/3

EUR 4571 d

Projekt Schneller Brüter

3. Vierteljahresbericht 1970



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

November 1970

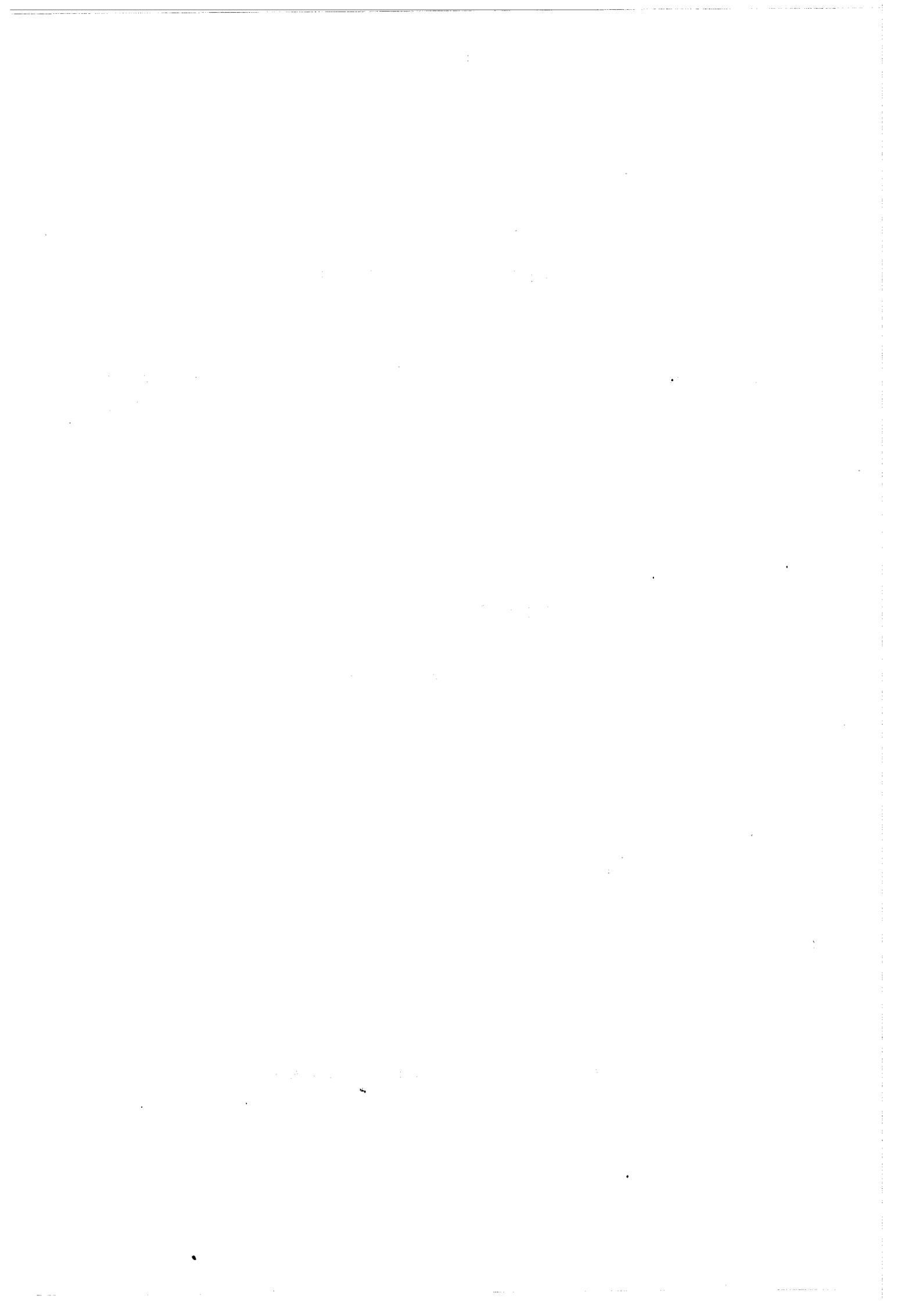
KFK 1270/3

EUR 4571 d

Projekt Schneller Brüter

3. Vierteljahresbericht 1970

Gesellschaft für Kernforschung mbH, Karlsruhe



Der vorliegende 3. Vierteljahresbericht 1970 beschreibt Arbeiten am Projekt Schneller Brüter, die von Instituten der GfK in Karlsruhe durchgeführt worden sind. Darüber hinaus enthält der Bericht Beiträge von Industriefirmen und von den deutschen, belgischen und niederländischen Kernforschungszentren, soweit sie am Koordinierten Karbidprogramm im Rahmen des Basisprogramms Schneller Brüter mitwirken.

Dieser Bericht wurde zusammengestellt von R. Hüper.

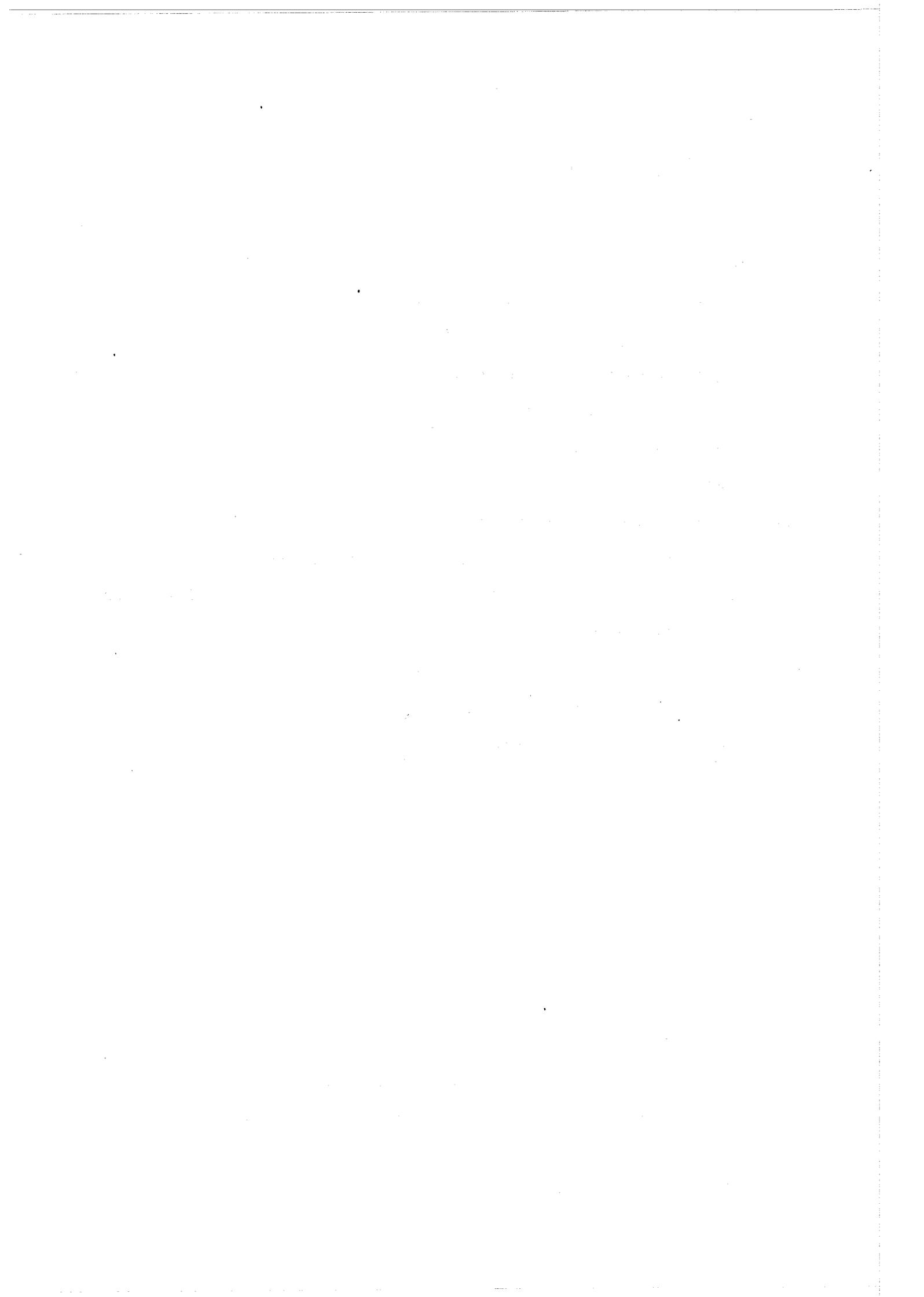
The first part of the report discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions. It emphasizes that proper record-keeping is essential for the success of any business and for the protection of the interests of all parties involved. The report also highlights the need for transparency and accountability in all financial dealings.

The second part of the report provides a detailed analysis of the current market conditions and the impact of recent economic events. It discusses the challenges faced by businesses and the opportunities available in the current environment.

Inhaltsübersicht ⁺⁾

- 111. Brennstab-Auslegung
- 112. Herstellung und Bestrahlung von Brennstäben
- 113. Materialuntersuchung und -entwicklung
- 114. Korrosionsversuche und Kühlmittelanalysen
- 115. Arbeiten zum Brennstoffzyklus
- 121. Physikalische Experimente
- 122. Reaktortheorie
- 123. Sicherheit schneller Reaktoren
- 124. Instrumentierung und Signalverarbeitung zur Kernüberwachung
- 125. Auswirkung von Reaktorstörfällen auf die Umwelt, Aktivitätsfreisetzung
- 126. Natrium-Technologie-Versuche
- 127. Thermo- und hydrodynamische Versuche in Gas und Dampf
- 128. Reaktorentwurfsarbeiten
- 130. Schneller Hochfluß-Testreaktor FR 3

⁺⁾ Teilprojekte mit den zugehörigen PSB-Basisprogramm-Nummern.
Die Seiten sind innerhalb jedes Teilprojektes durchnummeriert.



111 Brennstab-AuslegungEntwicklung des SATURN 1 - Programmes

(F. Depisch, AEG; H. Elbel, H. Kämpf, IMF)

Die Feinstruktur der in SATURN 1 integrierten Modelle wurde ausgearbeitet und die Umsetzung des Formelplanes in Fortran IV fortgesetzt. Dabei sind die früher definierten mechanischen Zustände von Brennstoff und Hülle wie folgt präzisiert worden:

- a) Freistehende Hülle unter Gas- und Kühlmitteldruck
- b) Spannungsfreier gerissener Brennstoff
- c) Freistehender rißfreier Brennstoff unter Gasdruck, wobei verschiedene Gasdrücke im Zentralkanal und Spalt zulässig sind
- d) Mechanische Wechselwirkung Brennstoff-Hülle

Die spannungsfreie Volumenänderung des gerissenen Brennstoffes wird in SATURN 1 folgendermaßen behandelt: Das Volumenänderungsmodell setzt für die Spannungsfreiheit voraus, daß der Brennstoff in hinreichend viele Keile zerrissen ist, die sich durch thermische Ausdehnung und freies Schwellen kräftefrei linear ausdehnen. Im Falle von Volltabletten ist dabei der Mittelpunkt fixiert, während bei gerissenen Hohltabletten der Masse-Schwerpunkt vor und nach der Volumenänderung ortsfest ist. Das auftretende radiale differentielle Rißvolumen wird durch Vergleich der Ausgangsgeometrie bei Raumtemperatur mit der zu einem bestimmten Zeitpunkt erreichten Geometrie ermittelt. Bei Auftreten von Porenwanderung mit zugehöriger Verdichtung und Zentralkanalbildung wird das Rißvolumen in dieser Zone als wanderungsfähige Porosität behandelt. Die Volumenänderung erfolgt in diesem Fall einmal aus der freien Ausdehnung des verdichteten und als plastisch vorausgesetzten Ringes und der freien linearen Ausdehnung der Keile in der gerissenen Zone. Wenn durch spannungsfreie Ausdehnung der Brennstoff die Hülle erreicht, so erfolgen die weiteren Volumenvergrößerungen des Brennstoffes beim Spalt = 0 nach innen. Wenn das Rißvolumen bis zu einer bestimmten Ausheiltemperatur durch die Ausdehnung nach innen

ausgefüllt ist, tritt eine Zustandsänderung vom spannungsfreien Zustand zum Spannungszustand im Brennstoff unter Gasdruck auf.

Die detaillierte Beschreibung der übrigen im SATURN 1 integrierten Modelle erfolgt zu einem späteren Zeitpunkt.

Testläufe für die freistehende Hülle und die mechanische Wechselwirkung Brennstoff-Hülle wurden durchgeführt.

112. Herstellung und Bestrahlung von Brennstäben1121. Probenherstellung, Laborversuche und Parametertests (Oxid.Brennst.)1121.0 Herstellung (im Labormaßstab)1. Herstellung eines Brennstab-Sondertypes für die Versuchsgruppe Mol 8 C
(Th. Dippel, R. Hanselmann, H. Nagel, IMF)

Im Rahmen der Versuchsgruppe Mol 8 C soll unter anderem die Spaltgasfreisetzungsrates und die Abhängigkeit der Schwellrate von der inneren Porosität genauer untersucht werden. Die Brennstäbe wurden daher mit Druckmeßkapillaren versehen. Zum anderen wurde ein Sondertyp hergestellt, dessen Brennstoffsäule sich wie folgt aufbaut (Tabelle 1):

Die Brennstoffsäule besteht aus fünf Zonen und einem begrenzenden Abschnitt mit 5 Tabletten. In diesen Zonen befinden sich je 5 Tabletten unterschiedlicher theoretischer Dichte. Ihr Durchmesser ist innerhalb $\pm 0,01$ mm so variiert, daß alle Tabletten die gleiche Schmierdichte besitzen.

Die Herstellung der Tabletten folgte dem üblichen Verfahren, dem sich das genaue Schleifen der Tabletten auf einer spitzenlosen Rundschleifmaschine anschloß. Jede Tablette wurde vermessen und ihr Gewicht ermittelt. Nach den vorgegebenen Spezifikationen wurden die Tabletten dann geordnet und zu Brennstoffsäulen zusammengefügt. Die Druckmeßkapillaren wurden nach dem Einfüllen der Tabletten in die Hüllrohre beziehungsweise nach dem Verschweißen des Oberen Endstopfens mit dem Hüllrohr mit Hilfe des Lichtstrahl-Lötverfahrens in den Endstopfen eingelötet. Als Lot kam Nicro-Braze 50 zum Einsatz.

Tabelle 2 zeigt die tatsächlichen Materialwerte einer Brennstabsäule.

Tabelle 1: Aufbau der Brennstoffsäule

Es bedeutet: Sorte t_3 : $95,0 \pm 1,0$ % th.D.; $D = 4,986 \pm 0,01$ mm
 Sorte t_2 : $90,8 \pm 1,0$ % th.D.; $D = 5,100 \pm 0,01$ mm
 Sorte t_1 : $87,6 \pm 1,0$ % th.D.; $D = 5,190 \pm 0,01$ mm

Zone	Brennstofftabletten der Sorte	t_3	t_2	t_1
1		5	5	5
2		5	5	5
3		5	5	5
4		5	5	5
5		5	5	5
Begrenzung		5	-	-

Gesamte Länge: $520,0 \pm 3,0$ mm

Länge einer 5er Gruppe

(Tablettensorte): $32,5 \pm 0,5$ mm

Tabelle 2: Materialwerte einer Brennstoffsäule des Sondertypes

Tabletten- sorte	Nr.	Gew.	H (5er Gruppe)	Mittlerer Durchmesser	Mittlere % th.D.
t ₃	1	6,7185	32,745	4,988	95,56
t ₂	2	6,6720	32,470	5,104	91,39
t ₁	1	6,6773	32,395	5,192	88,61
t ₃	2	6,6844	32,650	4,987	95,42
t ₂	3	6,6917	32,610	5,105	91,25
t ₁	2	6,6909	32,490	5,193	88,51
t ₃	3	6,6551	32,570	4,986	95,28
t ₂	4	6,6712	32,555	5,106	91,10
t ₁	3	6,7049	32,595	5,194	88,36
t ₃	4	6,6346	32,515	4,986	95,15
t ₂	5	6,6457	32,470	5,104	91,04
t ₁	4	6,6782	32,520	5,192	88,28
t ₃	5	6,6186	32,455	4,985	95,01
t ₂	6	6,6522	32,565	5,105	90,91
t ₁	5	6,6977	32,630	5,197	88,16
t ₃	6	6,5436	32,205	4,987	94,85
Gesamt		106,6366	520,44	-	-

2. Herstellung von Brennstofftabletten mit zentraler Bohrung

(Th. Dippel, R. Hanselmann, M. Wittmann, IMF)

Für die Bestrahlung von Brennstab-Prüflingen mit zentraler Temperaturmessung werden - damit die Thermoelemente eingeführt werden können - Brennstofftabletten mit axialer Bohrung benötigt. Solche Tabletten lassen sich auf mehreren Wegen herstellen. Einmal können sie mit entsprechenden Preßwerkzeugen direkt gepreßt werden; dann können die Sinterlinge mit Hilfe von Ultraschall beziehungsweise die Grünlinge mit Hartmetallbohrern gebohrt werden. Zu unseren Versuchen haben wir das letztere Verfahren gewählt.

Es wurden dabei zunächst wie üblich aus den Oxidpulvern zylindrische Tabletten gepreßt. Um die Bohrung genau in die Achse der Tabletten zu bringen, wurde ein Haltewerkzeug entwickelt, das die genaue Zentrierung der Tablette erlaubt. Dabei werden aber nur die Stirnflächen belastet. Das Bohren selbst geschah mit einer Tischbohrmaschine, auf deren Tisch das Haltewerkzeug aufgespannt worden war. Als Bohrer waren Hartmetallbohrer erforderlich, die nach einigen Bohrvorgängen nachgeschliffen werden mußten.

Zur Entfernung des entstandenen Bohrmehls mußte jeweils nach ca. 0,5 mm Bohrweg der Bohrer zurückgenommen werden. Die Abbildung zeigt einige UO_2 -Tabletten mit zentraler Bohrung. Sie besitzen die Dichte von 92 % th.D., sind 9,4 mm hoch; ihre Außendurchmesser betragen 7,8 mm. Der Durchmesser der zentralen Bohrung ist 2,1 bis 2,15 mm. Nach dem gleichen Verfahren wurden auch Tabletten mit niedriger Sinterdichte hergestellt. Naturgemäß waren bei diesen die Kanten der zentralen Bohrung nicht so scharf wie bei den oben beschriebenen Tabletten.

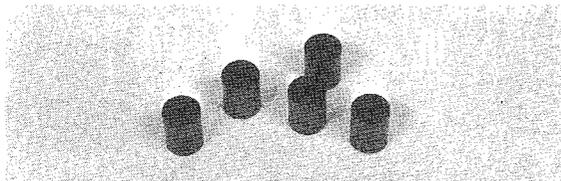


Abb. 1

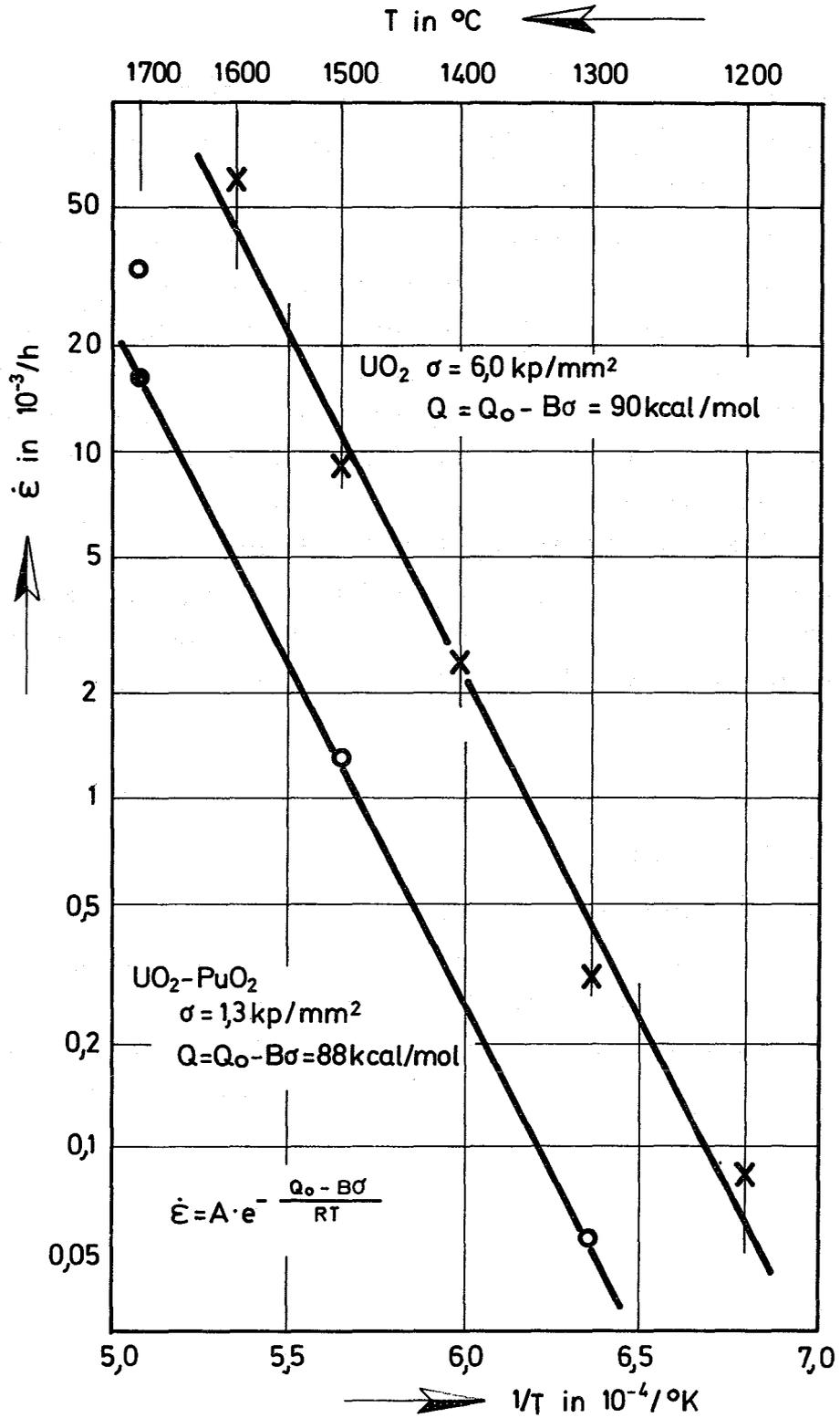
1121.1 Laborexperimente zur Brennstabauslegung

1. Thermisches Kriechen von UO_2 und $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ bei hohen Temperaturen (D. Vollath, W. Laub, IMF)

Im Rahmen der Untersuchungen des Kriechverhaltens oxidischer Kernbrennstoffe wurde die Temperaturabhängigkeit eingehend untersucht. Dabei wurde festgestellt, daß die Aktivierungsenergie des thermischen Kriechens bei $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ etwas geringer ist als bei reinem UO_2 . Es konnte ganz allgemein eine Beschleunigung des Kriechens durch den Zusatz von PuO_2 festgestellt werden. Abb. 2 zeigt in einer Arrhenius-Auftragung eine Gegenüberstellung des Kriechens von UO_2 und $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ mit einem PuO_2 -Gehalt von 20 %. Als thermischer Anteil der Aktivierungsenergie wurde für UO_2 90 kcal/mol und für $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ 88 kcal/mol gefunden. Eine erste zusammenfassende Darstellung des Kriechverhaltens oxidischer Kernbrennstoffe wurde veröffentlicht (1).

Veröffentlichung:

- (1) K. Kummerer, D. Vollath
Untersuchungen über das thermische Kriechen von UO_2 und
 $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ bei hohen Temperaturen
Tagungsbericht des International Meetings on Fast Reactor Fuel
and Fuel Elements, Karlsruhe September 28 - 30, 1970



Temperaturabhängigkeit des Kriechens von
UO₂ und UO₂ - PuO₂

2. Wärmeleitfähigkeit in einem oxidischen Brennelement während des Abbrandes

(H. Kleykamp, IMF)

Die theoretischen Arbeiten zur Änderung der Wärmeleitfähigkeit in einem oxidischen Brennelement während des Abbrandes konnten abgeschlossen und veröffentlicht werden (1). Bei 10 % Abbrand ist durch Mischkristallbildung (U, Pu, S.E., Zr)-Oxid mit einer Erniedrigung der Wärmeleitfähigkeit um ca. 25 %, durch die metallischen Einschlüsse mit einer Erhöhung um ca. 8 % gegenüber der reinen Matrix zu rechnen.

Veröffentlichung:

(1) H. Kleykamp

Änderung der Wärmeleitfähigkeit in einem oxidischen Brennelement während des Abbrandes

KFK-Ber. 1245 (Juli 1970)

1121.2 Einzelparameter-tests

Kriechen von UO_2 und Bestrahlung

(D. Brucklacher, W. Dienst, IMF)

Über den Stand der Untersuchungen zum Kriechen keramischer Brennstoffe unter Bestrahlung wurde in einem Referat beim Int. Meeting on Fast Reactor Fuels and Fuel Elements (Karlsruhe, Sept. 1970) berichtet (1).

Die theoretische Abschätzung der zu erwartenden Kriechgeschwindigkeiten unter Bestrahlung wurde gegenüber früheren Darstellungen +) modifiziert. Sie stützt sich nach wie vor auf die Nabarro-Herring-Formel für die Geschwindigkeit des diffusionsbedingten Kriechens, ersetzt aber die Korngrenzen als Leerstellenquellen und -senken im Nabarro-Modell durch ebene Punktdefekt-Cluster als Senken für die bestrahlungsinduzierten Zwischengitteratome und Leerstellen. Für die bestrahlungsbedingte Kriechgeschwindigkeit ergab sich dann die

Beziehung

$$\dot{\epsilon}_{\text{Bestr.}} = \frac{0,01 \cdot 15 \cdot D^{\times} \Omega}{(1000 \text{ \AA})^2 k T} \sigma$$

in der σ die äußere Spannung, D^{\times} der effektive Volumenselbstdiffusionskoeffizient unter Bestrahlung und Ω das Atomvolumen ist.

Unter Verwendung früherer Abschätzungen für D^{\times} ^{+))} ergaben sich die in Abb. 3 dargestellten Wertebereiche für die Kriechgeschwindigkeit von UO_2 unter einer Spannung von 2 kp/mm^2 bei einer Uran-Spaltungsrate von $10^{28}/\text{s}$ entspr. $2,5 \cdot 10^{14} \text{ f/cm}^3 \cdot \text{s}$. Für diese Bedingungen ergab sich aus eigenen Messungen ⁺⁺⁾ an 96 %-dichtem UO_2 (bei einer Spaltungsrate von $5 \cdot 10^{-9}/\text{s}$), die inzwischen durch einen weiteren Meßpunkt bei $\sigma = 4 \text{ kp/mm}^2$ bestätigt wurden, bei etwa 500° C ein $\dot{\epsilon}_{\text{Bestr.}}$ -Wert von $2,8 \cdot 10^{-5}/\text{h}$. Dieser Wert fällt tatsächlich in den Bereich "thermal rods" und liegt damit höher als die lineare Schwellgeschwindigkeit durch Spaltproduktions-einlagerung (ca. $1,2 \cdot 10^{-5}/\text{h}$).

Dagegen sollte die Kriechgeschwindigkeit von Nitrid- und Karbidbrennstoffen viel niedriger liegen, weil dort die Leitungselektronen eine viel schnellere Energieausbreitung und damit eine geringere Überhitzung der thermal rods in der Umgebung der Spaltfragmentbahnen bewirken. Ihre $\dot{\epsilon}_{\text{Bestr.}}$ -Werte sind nach unten durch den Bereich "thermal spikes" begrenzt, der der Defektclusterbildung in den überhitzten Zonen entspricht, die beim Zusammenbruch von displacement spikes entstehen.

Veröffentlichung:

(1) D. Brucklacher, W. Dienst, F. Thümmeler

Untersuchungen über das Kriechen keramischer Kernbrennstoffe unter Neutronenbestrahlung

Proc. Int. Meeting on Fast Reactor Fuels and Fuel Elements,
KFZ Karlsruhe, 1970

+) D. Brucklacher, W. Dienst, F. Thümmeler
KFK 817, 1968

++) D. Brucklacher in 2. PSB-Quartalsbericht 1970
KFK-Ber. 1270/2

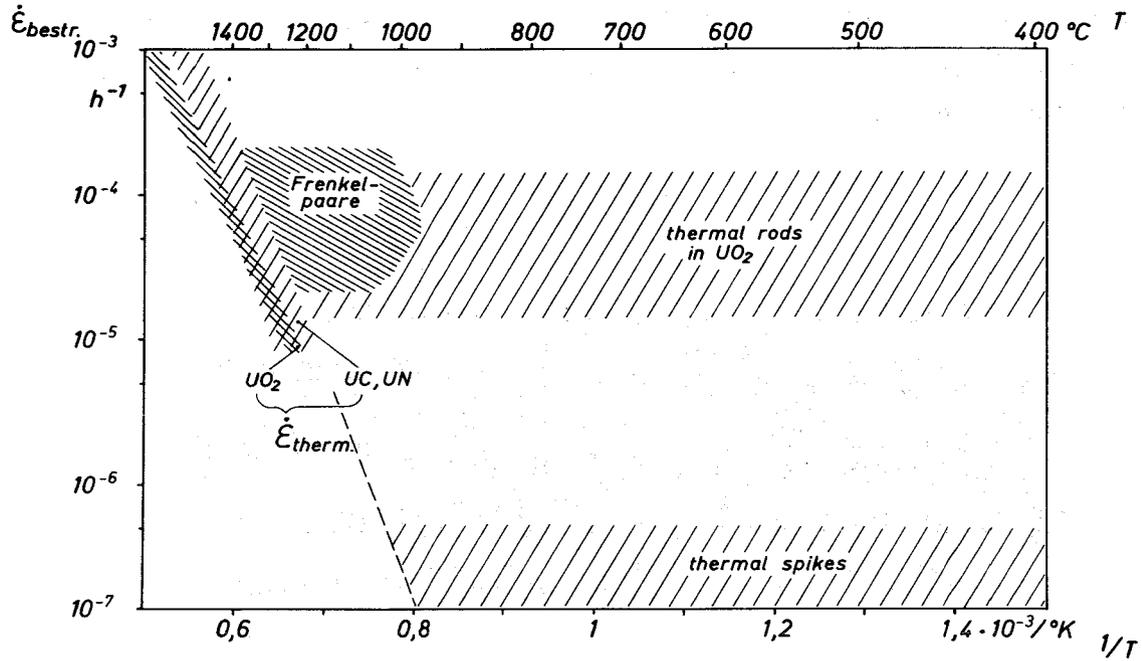


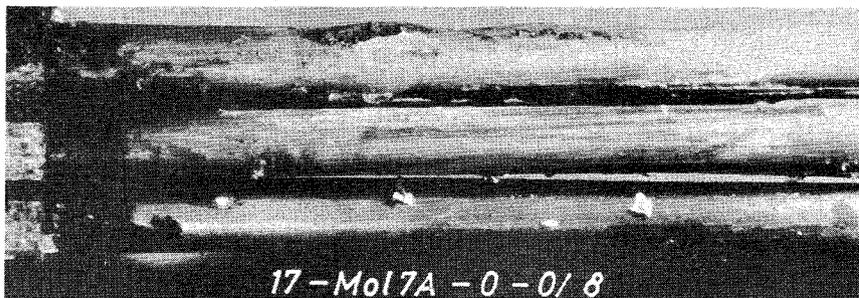
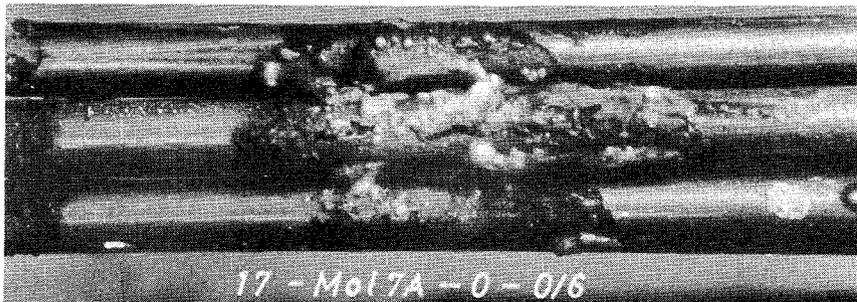
Abb. 3: Kriechgeschwindigkeit unter Bestrahlung in UO₂ bei einer Uran-Spaltungsrate von $10^{-8}/s$ unter einer Druckspannung von 2 kp/mm^2 .

1121.3 Integrale Parametertests

Bestrahlungsnachuntersuchungen

(D. Geithoff, IMF)

Die zerstörungsfreie Prüfung des Brennstab-Bündels Mol 7a wurde weitergeführt. An dem nun festgelegten Bündel zeigte sich im Bereich der maximalen Stableistung zwischen zwei Abstandshaltern am Stab Nr. 4 ein aufklaffender Längsriß.

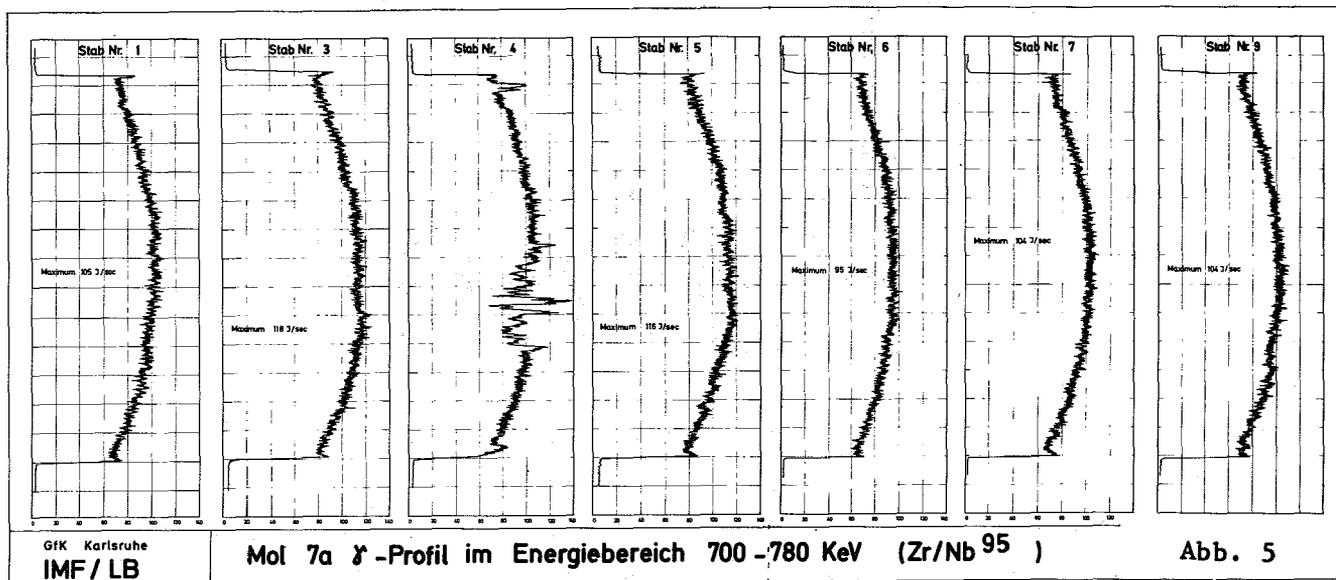


GfK Karlsruhe IMF/LB	Mol 7a Unzerlegtes Bündel an der Defektstelle	Abb. 4
-------------------------	--	--------

Eine Schadensausbreitung auf andere Stäbe hat nicht stattgefunden. Die Schadensvorhersage aus den Betatron- und Röntgen-Bildern des unzerlegten Bündels wurde damit bestätigt.

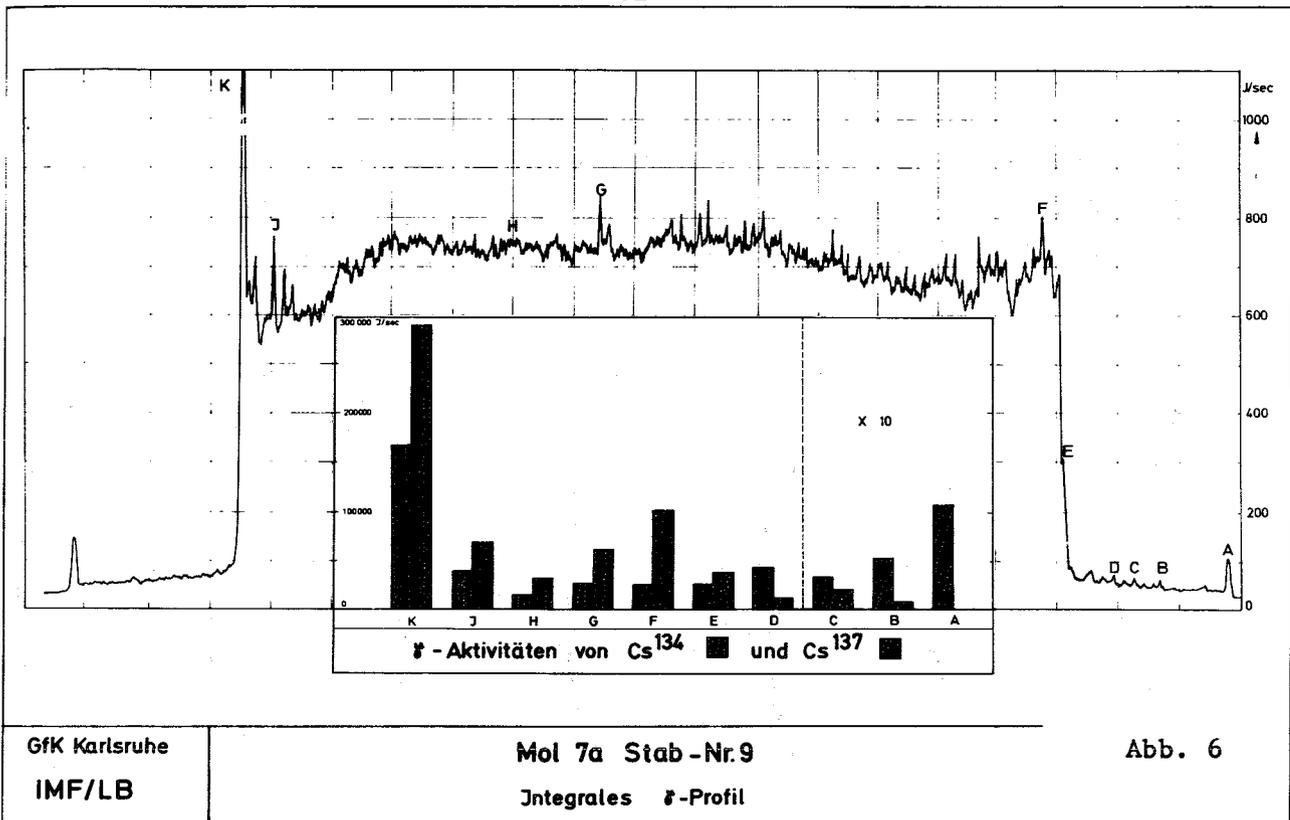
(Der auf Abb. 4 oben sichtbare weiße Belag rührt von noch anhaftendem Natriumoxid bzw. -hydroxid her)

Die γ -Profile der Einzelstäbe im Energiebereich von 700 bis 780 keV (Zr/Nb-95) zeigten bei den Stäben 3 und 4, den Nachbarn des Defektstabes, eine Verlagerung des Aktivitätsmaximums nach unten.



Inwieweit dieser Effekt als Hinweis auf die Schadensursache gelten kann, wird zur Zeit noch untersucht.

Typisch für die integralen γ -Profile (400 - 1700 keV) waren die starken Aktivitätsschwankungen, die durch γ -Spektroskopie als Spaltprodukt-Verlagerungen erkannt wurden. Bei den fünf intakten Stäben der Außenzone des Bündels waren es vornehmlich Cäsiumansammlungen, die in den Aktivitätsspitzen identifiziert werden konnten. Allerdings konnte deutlich zwischen den beiden Isotopen Cs^{134} und Cs^{137} unterschieden werden. Cs^{137} findet sich ausschließlich im Bereich der Brennstoffsäule, vorzugsweise an ihrem Ende, wogegen Cs^{134} sich zwischen den Brennstofftabletten und im Sinterstahl-Gasfilter ansammelt.



GfK Karlsruhe

Mol 7a Stab-Nr.9

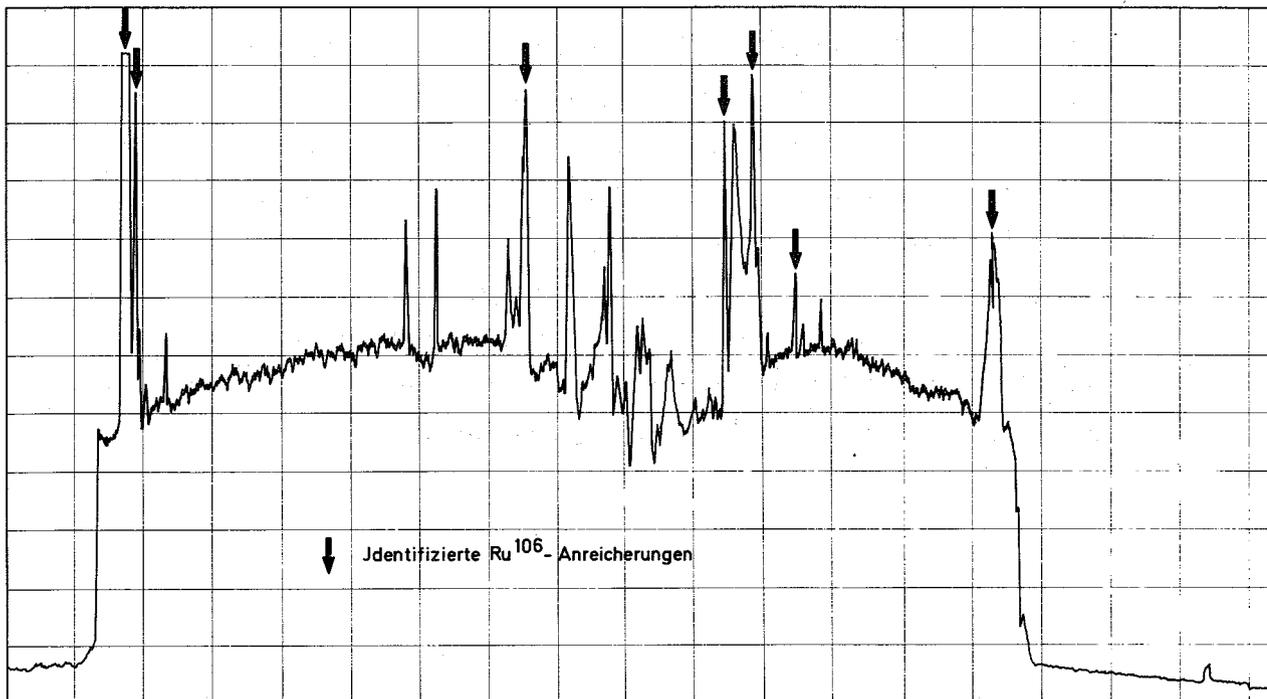
Abb. 6

IMF/LB

Integriertes γ -Profil

Das unterschiedliche Verhalten der beiden Cs-Isotope kann durch die Wanderung des Xe^{133} , eines Vorläufers des Cs^{134} , erklärt werden.

Im defekten Stab war hingegen keine Cs-Ansammlung festzustellen. Das Spalt-Cäsium ist offenbar durch den Riss nach außen entwichen, was auch durch Cäsium-Analysen im Na-Kreislauf bestätigt wurde. Alle analysierten Aktivitätsspitzen im integralen γ -Profil wurden als Ru^{106} -Anreicherung identifiziert.



GfK Karlsruhe

Mol 7a Stab-Nr. 4

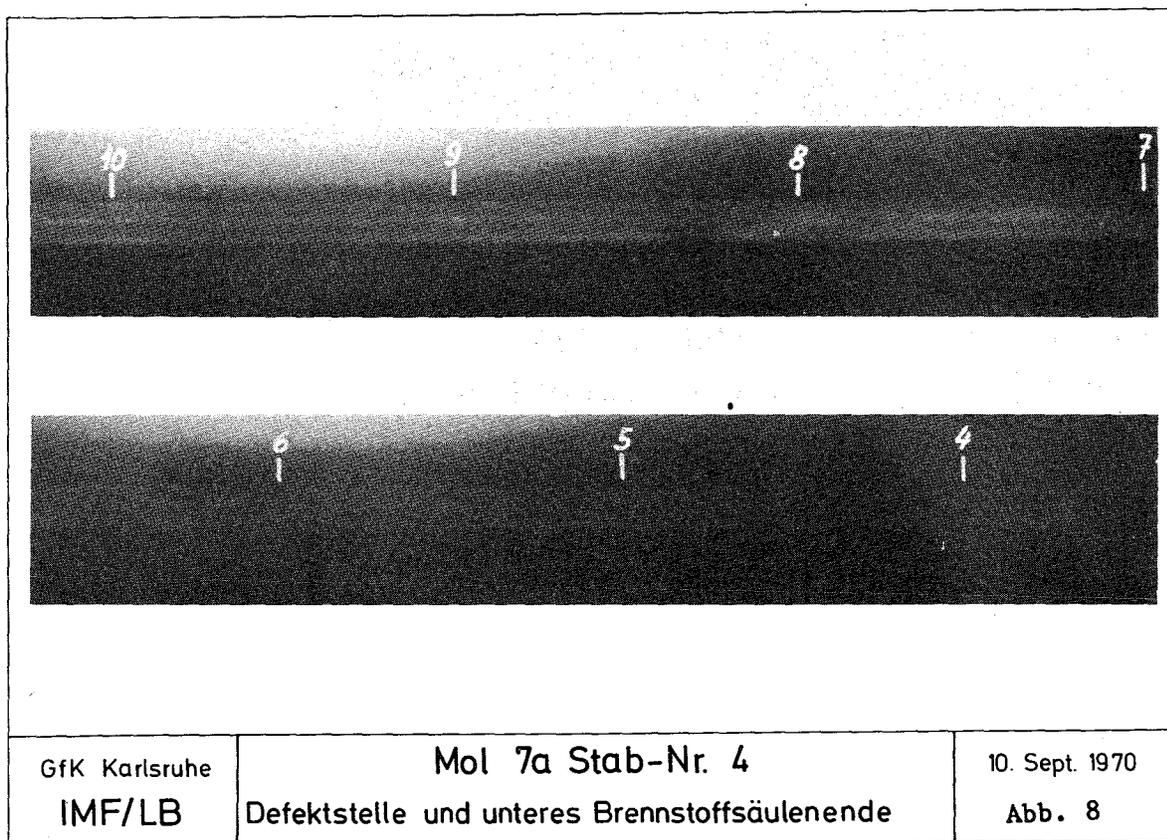
Abb. 7

IMF/LB

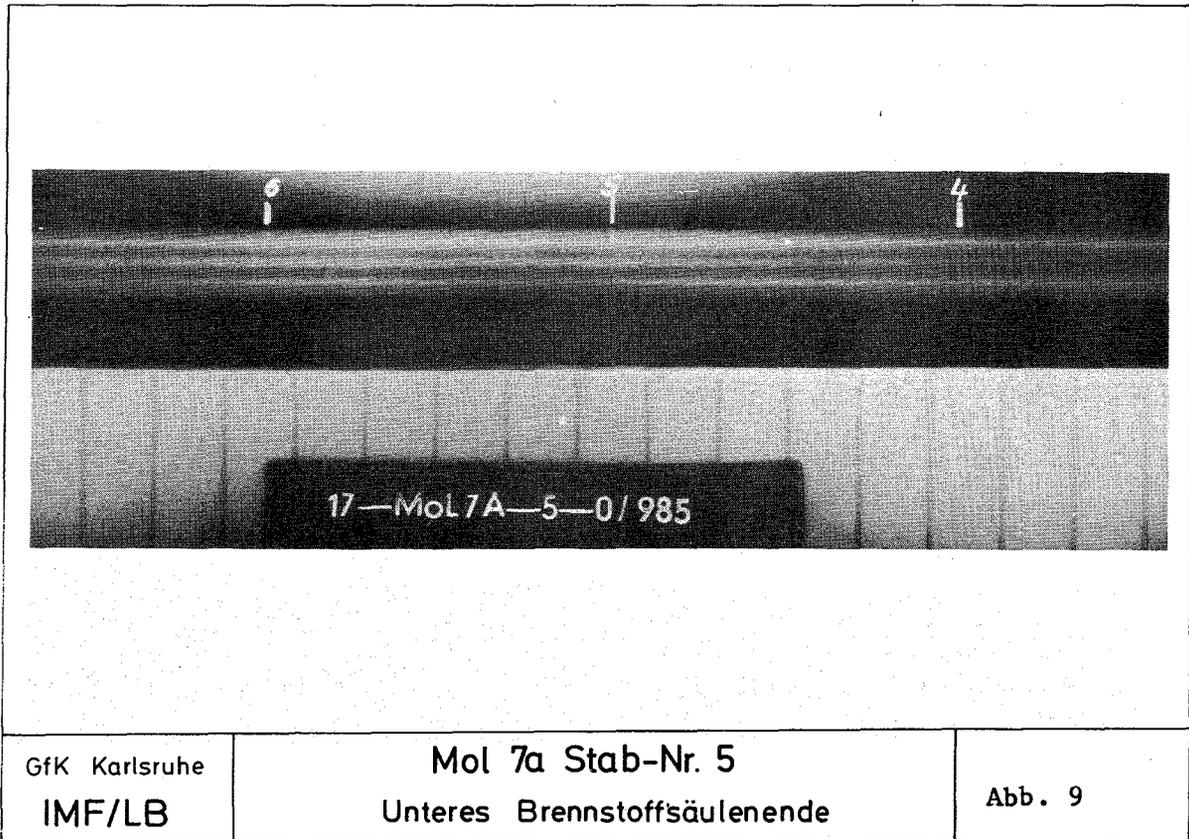
 γ -Profil im Energiebereich 400 -1700 KeV

Im Hinblick auf eine zukünftige Defekt-Voraussage soll mit Hilfe der Keramografie untersucht werden, ob die Ru-Anreicherung als ein den Schaden vor- oder parallellaufendes Phänomen anzusehen ist, oder ob sie durch den Schaden verursacht wurde.

Die Betatron-Durchleuchtung der Einzelstäbe zeigte beim defekten Stab erhebliche Brennstoff-Verlagerungen, die sich nicht nur auf die unmittelbare Nachbarschaft der Riss-Stelle beschränkten, sondern die gesamte Brennstoffsäulenlänge einschlossen. So war der Zentralkanal bereichsweise stark erweitert, an anderen Stellen fast vollkommen mit Brennstoff ausgefüllt. Kurz oberhalb und unterhalb der Riss-Stelle waren diese Effekte besonders deutlich.



Demgegenüber war die Brennstoffsäule der intakten Stäbe von einem gleichmäßigen Zentralkanal durchzogen, der sich bis in die letzte Brennstofftablette hinein zog.



1124. Brennstäbe mit karbidischem bzw. nitridischem Brennstoff1124.1 Probenherstellung1124.11 Herstellung im Labormaßstab1. Sintereigenschaften von UC-Tabletten aus reaktionsgesintertem Ausgangsmaterial

(E. Günther, H. Pollanz, J. Heger, IMF)

Für die vorliegenden Untersuchungen wurde Ausgangsmaterial in Form von reaktionsgesinterten Pellets (max. $O_2 = 3000$ ppm, max. $N_2 = 100$ ppm, C äquiv. = 4,83 %) verwendet. Diese Bedingungen wurden im Hinblick auf die spätere Übertragung auf die Herstellung plutoniumhaltiger Mischkarbide gewählt. Hierbei wurden Enddichten von maximal 88 % th. D. erzielt, durch Mahlen und Granulieren unter Schutzgas, Pressen an Luft, Entwachsen und Sintern unter Argon (aufeinanderfolgend im Sinterofen).

Der Einfluß der Mahldauer auf die beim Pressen erreichbare Grünlingsdichte in Abhängigkeit vom Druck ist aus Tabelle 3 ersichtlich. Die Teilchengröße der Agglomeratteilchen liegt hierbei zwischen 20 μm und 80 μm .

Tabelle 3: Beeinflussung der Grünlingsdichte

Mahldauer in h	2	14	2	2	8	14
Preßdruck in MP/cm^2	2,5		1,9	1,5	1,1	
mittlere Dichte in % th.D.	59,4	50,2	58,8	57,5	57,6	48,4

Man erkennt, daß eine zu lange Mahldauer die Verpreßbarkeit des Pulvers verschlechtert. Bei einheitlich gemahlenem Pulver kann die Grünlingsdichte durch Erhöhung des Preßdruckes kaum gesteigert werden.

Tabelle 4 gibt den Einfluß der Sintertemperatur auf die mittlere Sinterdichte und die lineare Schrumpfung (von Höhe Δh und Durchmesser Δd) an. Hier wurde eine konstante Aufheizgeschwindigkeit von ca. 8° C/min und eine konstante Sinterzeit von 2 h gewählt. Alle übrigen Einflußgrößen des Pulvers und des Pressens waren ebenfalls gleich.

Tabelle 4: Einfluß der Sintertemperatur

Sintertemp. in $^{\circ}$ C	mittl. Dichte in % th.D.	Schrumpfung	
		Δh in %	Δd in %
1580	74,7	8,0	9,0
1665	84,0	12,0	12,5
1730	88,2	13,0	14,0

Beim Sintervorgang können bei Temperaturen um 1600° C durch Erhöhung der Sintertemperatur um 85° C Dichtesteigerungen um $\Delta \rho \approx 10$ % th. D. und von insgesamt 150° C solche um $\Delta \rho \approx 15$ % th.D. erzielt werden. Diese Daten sind jedoch nur für die Sinterfähigkeit des hier beschriebenen UC-Ausgangsmaterials charakteristisch.

Abbildung 10 zeigt nochmals den Verlauf der Sinterdichte in % th.D. als Funktion der Sintertemperatur, wobei die Einflußgrößen Mahldauer, Wachszusatz und Preßdruck als Parameter verzeichnet sind. Wie aus den Kurven ersichtlich, bleibt der Einfluß des Preßdruckes wegen der kaum nennenswerten Dichtesteigerung (s. Tabelle 3) gering. Eine Erhöhung des Wachszusatzes von 0,5 % auf 1 % unter sonst gleichen Bedingungen verschlechtert die Sinterfähigkeit geringfügig, wohl infolge Nachreagierens der Pellets. Dieser Effekt wird aufgehoben, wenn bei geringerem Preßdruck ein länger gemahltes Pulver (8 Std. Mahldauer) auf gleiche Grünlingsdichte gebracht wird. Infolge höherer Pulveraktivität bei vergleichbarer Agglomeratteilchengröße sintert dieses Pulver besser. Ein zu lange gemahltes Pulver (14 Std. Mahldauer) zeigt wegen seiner schlechten Verpreßbarkeit

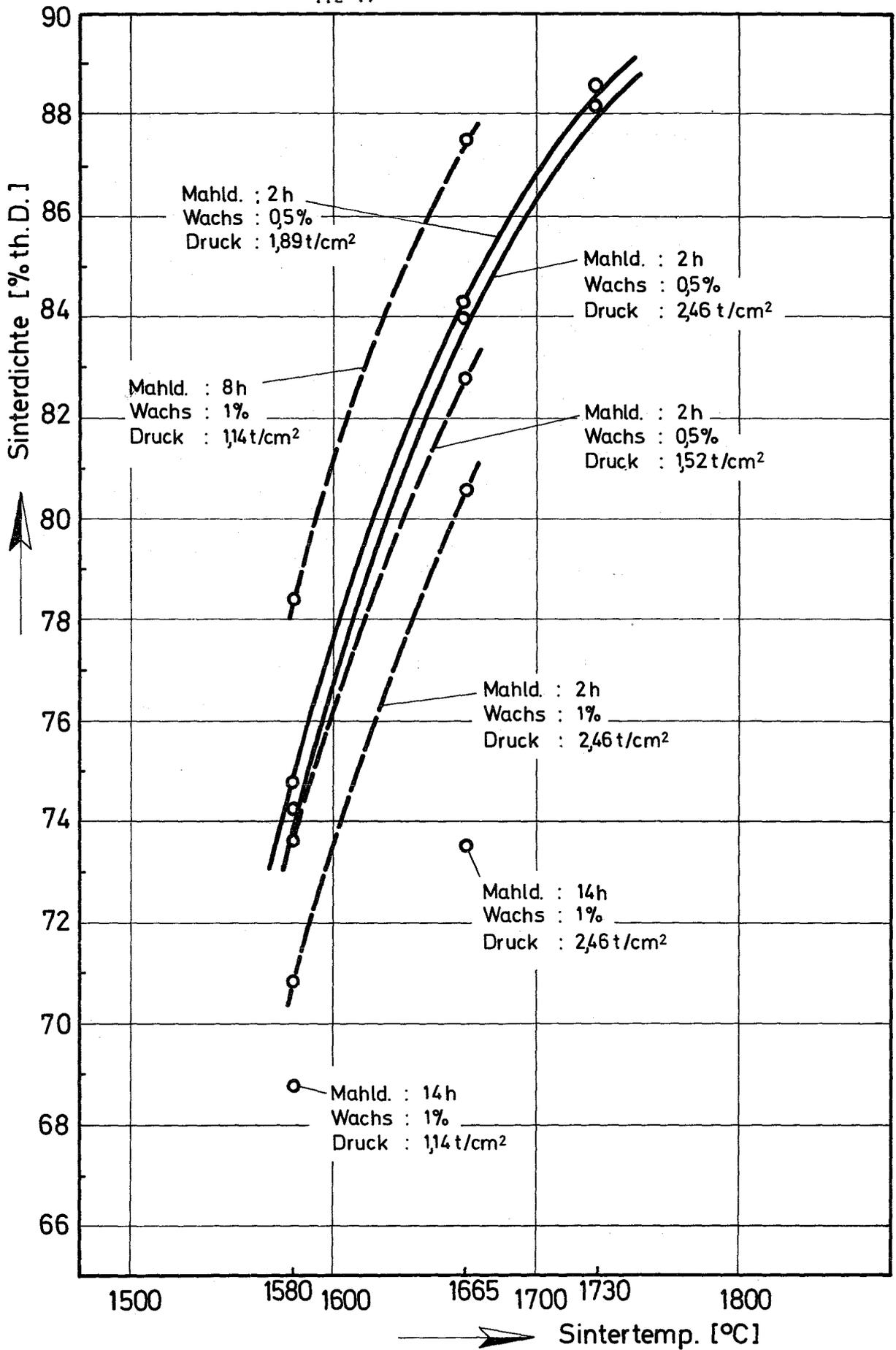


Abb. 10: Sinterdichte als Funktion der Sintertemperatur

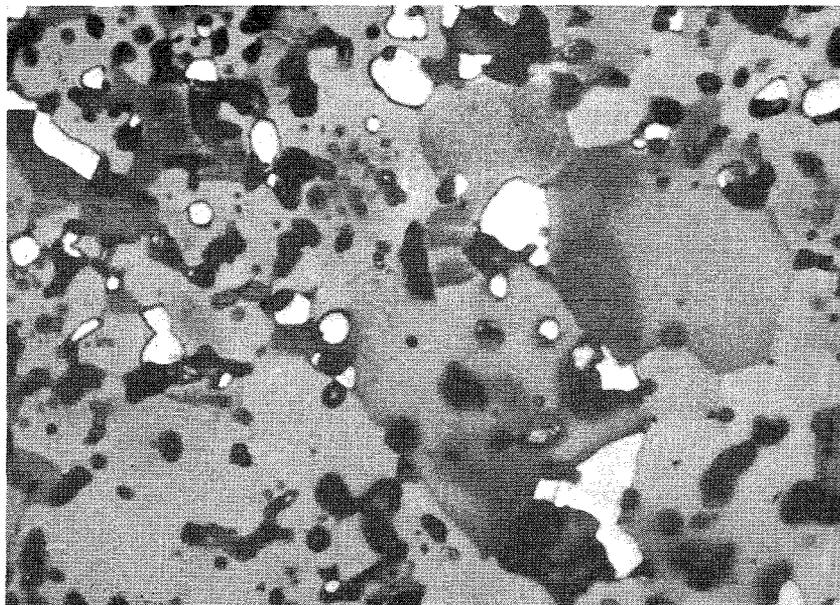


Abb. 11: UC-Pellet, 1665° C, $\rho = 84\%$ th.D.
Vergr. = 1300 x, mit $\text{HNO}_3 : \text{H}_2\text{O} : \text{CH}_3\text{COOH}$
(1 : 1 : 1) geätzt

eine wesentlich geringere Sinterdichte.

Abbildung 11 zeigt das Gefüge eines bei 1665°C gesinterten UC-Pellets von 84% theoretischer Dichte. Neben einphasigem UC (grau) mit abgerundeten Poren (schwarz) an den Korngrenzenwinkeln und zum Teil im Innern erkennt man als zweite Phase U_2C_3 (weiß). Ihr Anteil dürfte ca. 5 % betragen. UC_2 , UO_2 und freier Kohlenstoff sind nicht vorhanden.

2. Herstellung dichter UN-Tabletten

(W. Siebmanns, IMF)

Unter Verwendung eines technologischen Urancarbonitrids konnten erstmals UN-Tabletten von ca. 85 % TD sehr hoher Reinheit hergestellt werden, ohne Verwendung von Schutzgasboxen hoher Inertgas-Reinheit. Das stark mit UO_2 verunreinigte (3,5 % O), heterogene Ausgangsmaterial, in dem auch nennenswerte Anteile freien Kohlenstoffes enthalten waren, ging während des Sinterns unter 400 Torr Stickstoff unter CO-Abgabe in reines UN über. Nach einer Sinterzeit von 48 Stunden bei 1700°C wurde einphasiges UN beobachtet; nach 96 Stunden Sintern ergab die chemische Analyse einen Gehalt von 5,1 Gew% N, 700 ppm C und 300 ppm O. Die Arbeiten werden im Hinblick auf eine genauere Charakterisierung des Ausgangsmaterials und eine Optimalisierung der Sinterbedingungen fortgeführt.

1124.12 Herstellung im Industrieverfahren

1. Reaktionssintern von Urankarbid

(A. Krauth, NUKEM)

Ein Verfahren zur Herstellung von Urankarbidpellets durch Reaktionssintern wurde im Hinblick auf einen Uran-Plutonium-Karbid-Brennstoff entwickelt.

Bei dieser Methode wird ein Gemisch von misch-, preß- und sinterfähigem Urankarbidpulver mit Plutoniumoxid und Kohlenstoff beziehungsweise mit einem teilreagierten Plutoniumoxid-Kohlenstoffgemisch kalt gepreßt und gesintert. Das Grundmaterial ist dabei Urankarbid, welches durch Synthese

bei 1800 - 2000° C unter Vakuum gewonnen und in einer geeigneten Mühle auf Oberflächen von 1 m²/g zerkleinert wurde. Diesem Grundmaterial wird für Pellets mit Dichten bis 85 % th.D. Plutoniumoxid und Kohlenstoff zugemischt. Die Mischung wird zu Grünlingen mit Dichten bis 65 th.D. verpreßt und reaktionsgesintert. Zur Erreichung von Sinterdichten bis 95 % th.D. wird ein Gemisch von PuO₂ und Kohlenstoff bei 1000 - 1300° C teilreagiert, gemahlen und mit dem Grundmaterial vermischt. Die Herstellung der Brennstoffpellets erfolgt dann durch Kaltpressen und Sintern.

Zur Herstellung von Urankarbidpellets ohne Plutoniumanteil wird nach dem Reaktionssinterverfahren die Synthese zu einem geeigneten Zeitpunkt unterbrochen und das Material gemahlen, kaltgepreßt und gesintert. Das Verfahren hat den Vorteil, daß der Mahlschritt verkürzt werden kann, da sich das teilreagierte Urankarbid wesentlich schneller auf die gewünschte Oberfläche von 1 - 2 m²/g zerkleinern läßt.

Abbildung 12 zeigt die erreichte Grünlingsdichte bei einem Preßdruck von 1000 kp/cm² in Abhängigkeit von der Menge der zugemischten Komponente. Grundmaterial A war dabei ein bei 1800° C über 2 h reagiertes Urankarbid mit einem Restsauerstoffgehalt von < 500 ppm und einer Oberfläche von 1 m²/g. Grundmaterial B war ein bei 1900° C über 2 h reagiertes Urankarbid, welches zusätzlich im Vakuum geschmolzen wurde. Der Sauerstoffgehalt betrug < 500 ppm, die Oberfläche 1 m²/g.

Diesen beiden Grundmaterialien wurden als Komponente 1 ein Gemisch aus UO₂ und Kohlenstoff und als Komponente 2 ein bei 1300° C teilreagiertes Gemisch aus UO₂ und Kohlenstoff zugemischt. Das UO₂ diente dabei zur Simulierung des PuO₂.

Abbildung 13 zeigt die bei einer Sintertemperatur von 1600° C und einer Haltezeit von 3 h erreichten Sinterdichten für die beschriebenen Kombinationen in Abhängigkeit von der Menge der zugemischten Komponenten. Aus dem Verlauf der Kurve geht hervor, daß die Sinterfreudigkeit des UC-Pulvers bei gleichen Oberflächen durch das Schmelzen abgenommen hat, und daß bei geringen Zusätzen beider Komponenten ein erheblicher Dichteanstieg gegenüber dem reinen Grundmaterial zu beobachten ist. Dieser Kurvenbereich

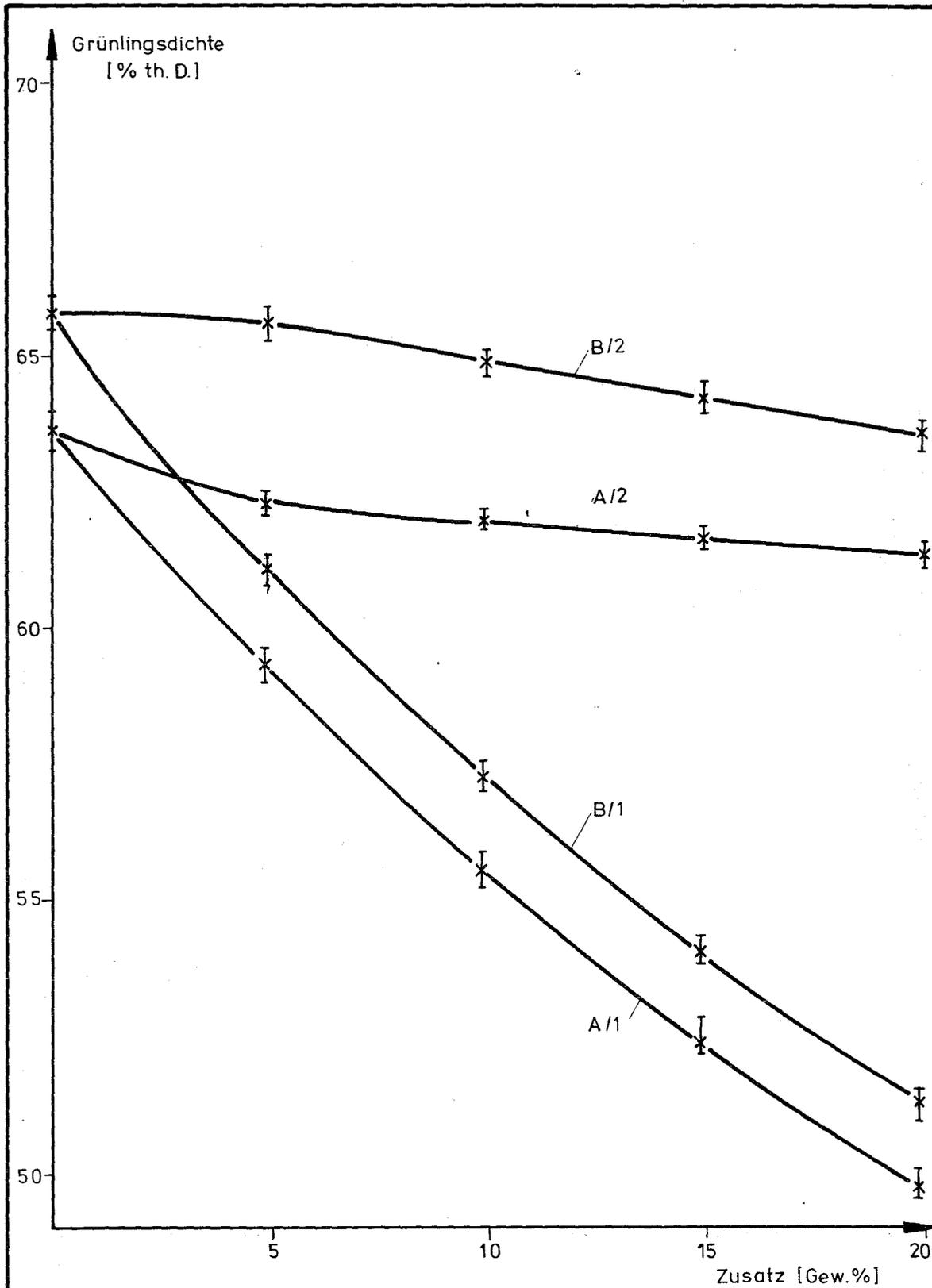


Abb. 12

Grünlingsdichte in Abhängigkeit von der Zusatzmenge für reagiertes (A) und geschmolzenes (B) Material.
 Zusatz 2 = teilreagiertes $\text{UO}_2 + \text{C}$ -Gemisch (1300°C)
 Zusatz 1 = $\text{UO}_2 + \text{C}$ -Gemisch

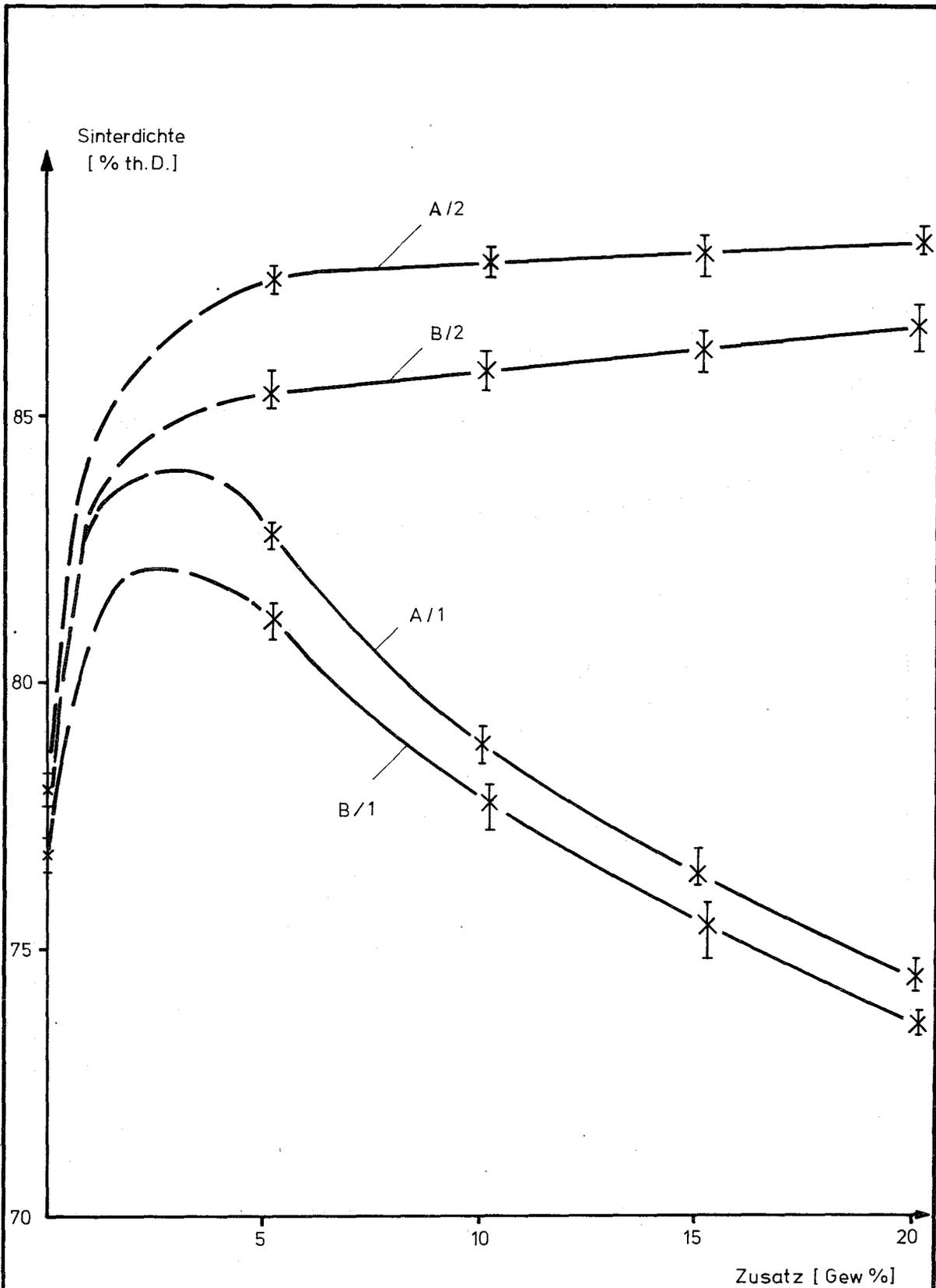


Abb. 13

Sinterdichte in Abhängigkeit von der Zusatzmenge für reagiertes [A] und geschmolzenes [B] Material. Sintertemp. 1600°C, Haltezeit 3 Std., Anheizgeschw. 600°C/h

ist, da er experimentell noch nicht belegt ist, gestrichelt aufgetragen. Aus dem Kurvenverlauf geht weiter hervor, daß mit steigendem Zusatz der Komponente 1 (Gemisch aus UO_2 und Kohlenstoff) die erreichte Sinterdichte abfällt, während mit steigendem Zusatz der Komponente 2 die Sinterdichte leicht ansteigt. Diese Aussage gilt für beide Grundpulver.

Durch Erhöhung des Preßdruckes werden für die genannten Pulverkombinationen höhere Grünlingsdichten und damit bei sonst gleichen Sinterbedingungen höhere Sinterdichten erreicht. So wurden bei den Kombinationen A 1 und B 1 Sinterdichten bis 85 % th. D. bei Sintertemperaturen um $1600^\circ C$ gemessen, während bei sonst gleichen Bedingungen mit den Kombinationen A 2 und B 2 Sinterdichten bis 95 % th. D. erreicht werden konnten. Die Maßhaltigkeit der reaktionsgesinterten Pellets war bei unseren Versuchen im Labormaßstab in der gleichen Größe wie die der konventionell hergestellten.

Abbildung 14 zeigt zwei keramographische Schliffe für ein Pulvergemisch A 2, welches bei 1000 kp/cm^2 gepreßt und 3 h bei $1600^\circ C$ unter Vakuum gesintert wurde. Die Sinterdichte betrug 90 % th. D.

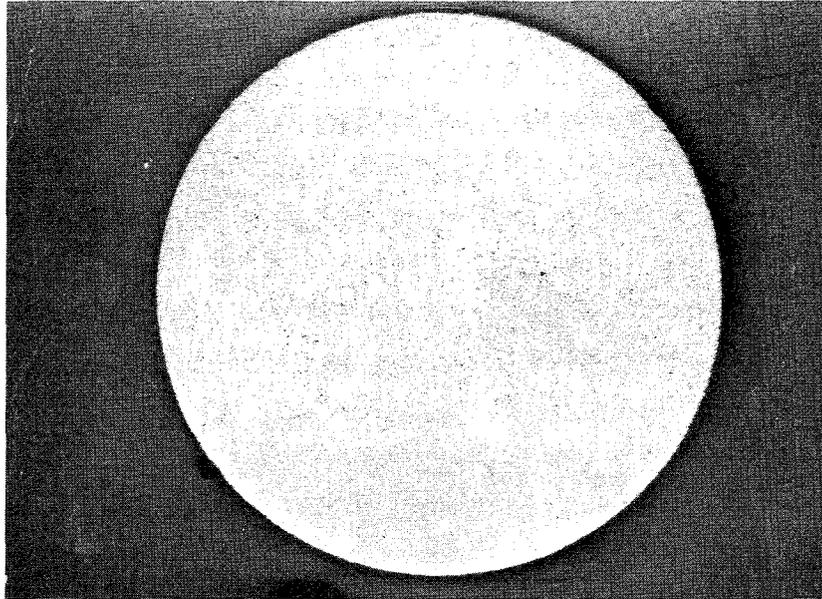
Außer diesen homogenen Brennstoffvarianten kann durch Granulieren des Grundpulvers eine sogenannte heterogene Variante erzeugt werden. Das später einzusetzende PuC liegt zwischen den einzelnen dichten Granulaten des Grundpulvers relativ porös vor. Die Größe der Granulate ist einstellbar, die Porosität der Zwischenbereiche offen. Eine solche Brennstoffvariante wäre für eine "vented fuel"-Anordnung denkbar.

Abbildung 15 zeigt zwei keramographische Schliffe für ein Pulvergemisch A 1, wobei das Grundpulver vor dem Vermischen mit Komponente 1 granuliert worden war. Die Sinterdichte betrug 75 % th. D. bei einem Preßdruck von 1000 kp/cm^2 , einer Sintertemperatur von $1600^\circ C$ und einer Haltezeit von 3 h. Die Dichte solcher Pellets kann bis etwa 85 % th. D. erhöht werden, ohne die offene Porosität zum Verschwinden zu bringen.

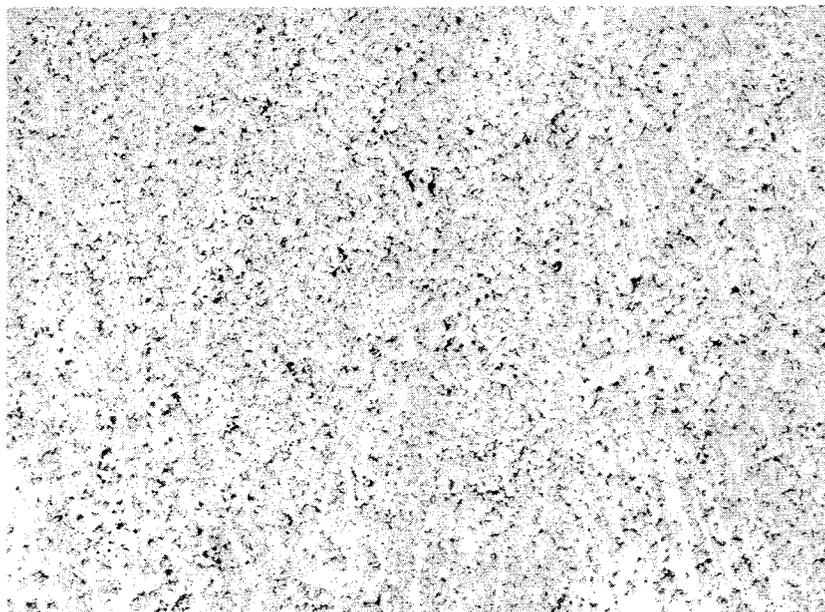
Die Vorteile dieser Herstellungsvariante für (UPu)C-Pellets sind folgende:

- 1) Die Synthese und das Mahlen des Grundpulvers (etwa 80 % der gesamten Brennstoffmenge) kann außerhalb des Plutoniumbereiches durchgeführt werden, wodurch sich eine Erniedrigung des Brennstoffpreises erzielen läßt.
- 2) Die Synthese des reinen UC kann bei Temperaturen zwischen 1800 und

112-24



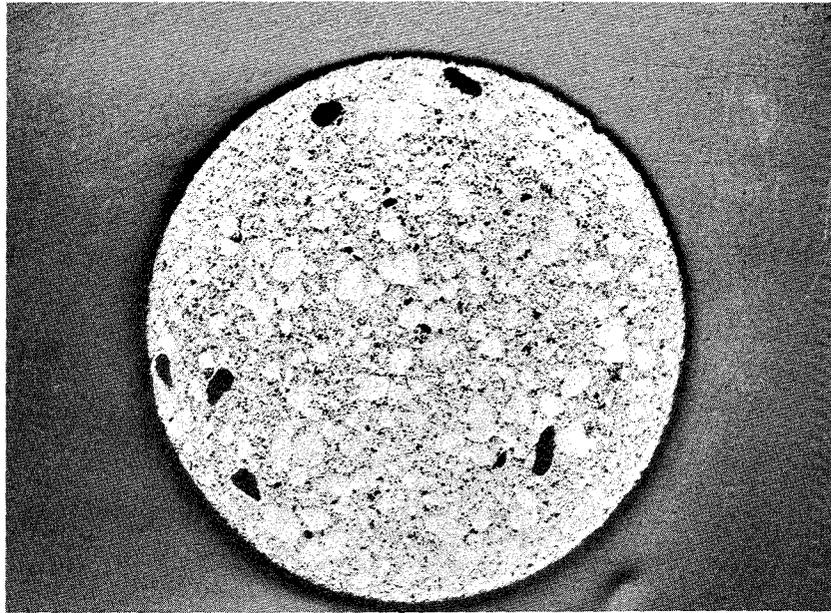
Vergrößerung 10 x



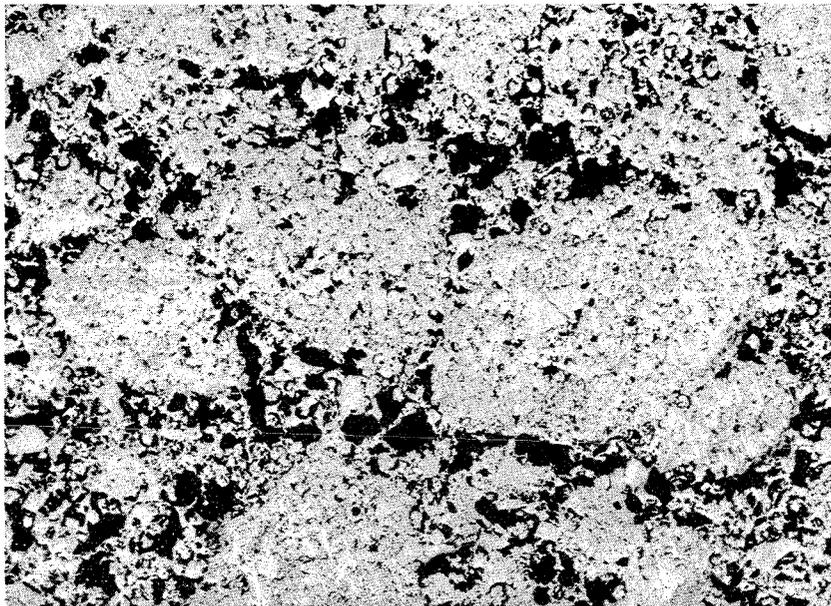
Vergrößerung 100 x

Abb. 14: Keramographische Schliche für Pulverkombination A 2
Preßdruck 1000 kp/cm^2 , Sintertemperatur 1600° C ,
Haltezeit 3 h, Sinterdichte 90 % th. D.

112-25



Vergrößerung 10 x



Vergrößerung 100 x

Abb. 15: Keramographische Schliffe für Pulverkombination A 1
mit granuliertem Grundpulver
Preßdruck 1000 kp/cm^2 , Sintertemperatur 1600° C ,
Haltezeit 3 h, Sinterdichte 75 % th. D.

2000° C durchgeführt werden. Durch die Synthese bei den genannten Temperaturen kann der Restsauerstoffgehalt des Pulvers - wenn gewünscht - kleiner als 500 ppm eingestellt werden. Bei der Verwendung von nicht vollständig reagiertem Material, was nach den vorliegenden Erkenntnissen möglich ist, kann der Mahlvorgang wesentlich vereinfacht oder zum mindesten verkürzt werden, da sich das teilreagierte Material wesentlich besser mahlen läßt.

3) Die Plutoniumverluste werden bei diesem Verfahren wesentlich geringer sein, da bei Sintertemperaturen von 1600° C gesintert werden kann und die Synthese mit Pu wegfällt. Als ein gewisser Nachteil des Verfahrens kann eine derzeit noch bestehende Unsicherheit über den Grad der Mischkristallbildung angesehen werden, jedoch sind die Spezifikationen in dieser Richtung noch offen.

Ausblick:

Wenn es gelingt, ein misch-, preß- und sinterfähiges Urankarbidpulver herzustellen, welches an Luft handhabbar ist, so könnte der Misch- und Preßvorgang ohne Schutzgas durchgeführt werden, und nur die gesinterten Pellets müßten eventuell unter Schutzgas geschliffen und in die Rohre eingefüllt werden. Ein solches Verfahren zur Herstellung eines karbidischen Schnellbrüterbrennstoffes würde dann erheblich billiger als die konventionelle Herstellungsweise sein. Erste Versuche in Richtung auf eine Stabilisierung der Pulver gegenüber der Luft sind erfolgversprechend.

2. Stabtechnologie

2.1 Schweißtechnik

(L. Zutz, AEG Großwelzheim)

Im Vordergrund der Weiterentwicklung des Schweißverfahrens mit magnetisch bewegtem Lichtbogen stand die Erprobung des neuen Leistungsteils und der Stromsteuerung. Durch den rotierenden Lichtbogen wurden in der Steuerungselektronik zeitweise unerwünschte Schaltimpulse ausgelöst. Durch entsprechende Filterschaltung konnten die Störeinflüsse beseitigt werden.

Nach erfolgreicher "Blinderprobung" mit Schweißungen auf dickwandigen Rohren (Werkstoff Nr. 4550) wurden Stopfen-Hüllrohrschweißungen durchgeführt.

Zunächst wurden Stopfen und Hüllen aus Werkstoff Nr. 4550 mit den Abmessungen 10 mm Durchmesser und 0,5 mm Wanddicke verschweißt. Es wurden die Schweißparameter wie Strom, Stromzeit sowie die stromzeitabhängigen Veränderungen, also das Stromzeit-Programm variiert. Dabei hat sich herausgestellt, daß bei 60 A noch ein Lichtbogen mit relativ gleichmäßigem Umlauf erzeugt wird. Allerdings werden hierbei sehr flache Schmelzzonen gebildet. Die optimalen Werte liegen offensichtlich bei Strömen zwischen 100 und 120 A. Darüber hinaus treten starke Bedampfungen der Ringelektrode auf, die nach mehrmaligem Gebrauch der Elektrode zu Kurzschlüssen führen. Alle Versuche wurden mit Minuspolung der Ringelektroden durchgeführt, da bei Pluspolung der Elektrode nur sehr rauhe, von vornherein unbrauchbare Schmelzzonen entstehen.

In einer weiteren Versuchsserie wurden Rohr-Stopfen-Schweißungen mit Hüllrohren aus Werkstoff Nr. 4988 mit einem Durchmesser von 10 mm und einer Wanddicke von 0,55 mm durchgeführt. Im Gegensatz zu Verschweißungen an Werkstoff Nr. 4550, die eine konvexe Schweißraupenoberfläche zeigen, neigen die Verschweißungen mit dem Werkstoff Nr. 4988 zu konkaven Schmelzzonen. Abbildung 16 zeigt einen Querschliff durch eine solche Schweißung. Darüber hinaus beobachtet man bei hohen Vergrößerungen der gemachten Metallographien feine Warmrisse entlang des Überganges vom Grundwerkstoff zur Schmelze. Außerdem sind an verschiedenen Stellen Mikrolunker zu beobachten. In Abbildung 16 sind solche Mikrolunkernester in der oberen Randzone im Schweißgut zu erkennen. Vermutlich verläuft die Erstarrung zu

schnell, so daß sich solche Mikrolunker bilden können.

Um die Mikrorisse zu vermeiden, sollen zunächst noch weitere Parameterstudien gemacht werden, was allerdings insofern etwas schwierig ist, da die Beschaffung entsprechender Rohrabmessungen nicht immer möglich ist. Gegebenenfalls sollten auch verschiedene Schmelzen verglichen werden, da Mikrorisse nicht bei allen Schmelzen auftreten. Das Einbrandverhalten soll ebenfalls durch Parameterstudien noch verbessert werden.

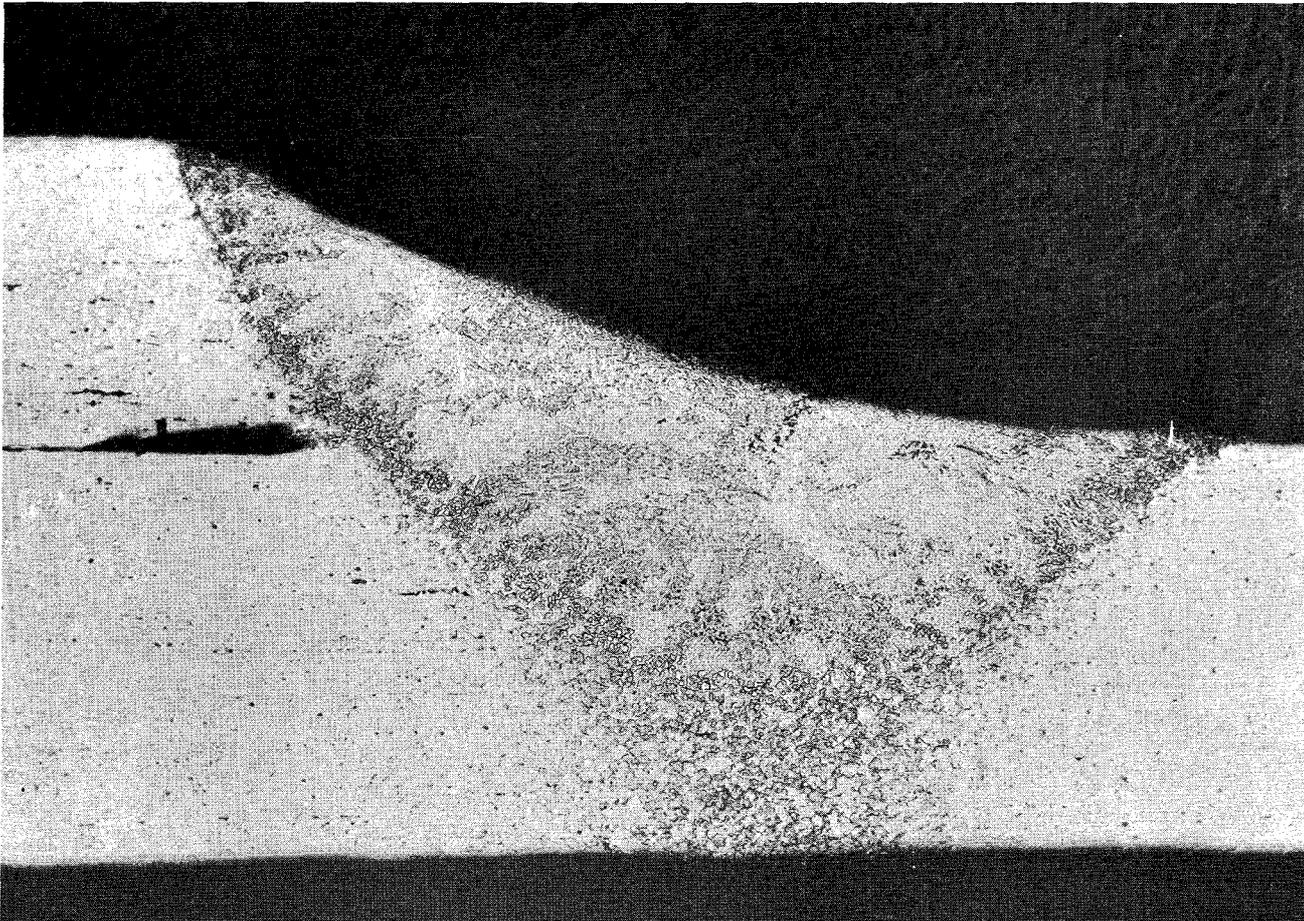


Abb. 16: Stopfen-Hüllrohrschweißung, Werkstoff Nr. 4988

Verg. ca. 75-fach, geätzt

2.2 Na-Einfülltechnik, Na-Analytik

(N. Henzel, AEG Großwelzheim)

Bei der Bestimmung von Verunreinigungen in Bonding-Natrium scheint das Amalgamierungsverfahren wegen der problematischen Abtrennung dispergierter Brennstoffteilchen von vornherein geeigneter zu sein als das Destillationsverfahren. Wie sich aus vergleichenden Untersuchungen ergibt, läßt sich Sauerstoff in flüssigem Natrium bei Anwendung des Amalgamierungsverfahrens und anschließender coulometrischer Titration jedoch nur mit wenig befriedigender Reproduzierbarkeit analysieren. Ein mittlerer Sauerstoffgehalt von 36 ppm ließ sich mit einer Standardabweichung von ± 8 ppm bestimmen.

Der Calciumgehalt des Testnatriums wurde ohne vorherige Anreicherung durch Überführung in Sulfat und anschließender Röntgenfluoreszenzanalyse geschmolzener Natriumsulfatproben ermittelt. Der gefundene Mittelwert lag hier bei 45 ppm, seine Standardabweichung bei $\pm 4,5$ ppm.

Aussagen über die absolute Genauigkeit der Ergebnisse sind nicht möglich, da keine Referenzproben mit spezifizierten Gehalten an Sauerstoff und Calcium zur Verfügung standen. Es fällt allerdings auf, daß der gefundene Sauerstoffgehalt höher ist, als der bei ca. 110° C mit geschmolzenem Natrium im Gleichgewicht stehenden Natriumoxidmenge entspricht. Die Ursache hierfür ist nicht bekannt.

Angesichts dieser Resultate ist beabsichtigt, anstelle des Amalgamierungsverfahrens das Destillationsverfahren zu analytischen Testuntersuchungen heranzuziehen, insbesondere seine Anwendbarkeit auf Bonding-Natrium zu prüfen.

3. Thermodynamik und Thermohydraulik der Na-Bindung

(F. Edelmann, AEG Großwelzheim)

Bei Simulationsexperimenten zur Untersuchung der Natrium-Bindungsschicht unterscheidet man isotherme Versuche und Anordnungen mit Temperaturgradient. Im Berichtszeitraum wurden Überlegungen zu einem isothermen Versuch angestellt.

Bei einem isothermen Versuch stehen die Ausbildung und das Verhalten von Spaltgasblasen in der Schicht und die Reaktion der Schicht auf Temperaturwechsel im Vordergrund.

In diesem Zusammenhang wurden die Spaltgasfreisetzung in die Schicht in Abhängigkeit von Abbrand und Brennstoffzentraltemperatur, die maximale Blasenlänge und die Wärmeausdehnung des Natriums näher betrachtet. Dabei wurde auch auf mögliche Störfälle - z. B. behinderte Wärmedehnung - eingegangen.

Die Grundkonzeption des Versuches umfaßt die Parameterauswahl, eine Skizzierung des Versuchsaufbaus (Abb. 17) und Vorschläge für die Versuchsdurchführung und die Auswertung.

Erläuterung zu Abbildung 17:

- 1 Versuchsstab
- 2 Ringtabletten
- 3 Bindungsschicht
- 4 Zentralkanal
- 5 Gaszuführung
- 6 Gasaustritt
- 7 Druckmessung
- 8 Durchflußmessung
- 9 Dosierventil
- 10 Gasdruckbehälter (Gaszuführung)
- 11 Vakuumsystem
- 12 Na-Vorratsbehälter
- 13 Gasdruckbehälter (Na-Füllvorrichtung)
- 14 Füllstandsmessung
- 15 Ofen
- 16 Ofenkühlung (Gaszutritt)
- 17 Kühlstrecke
- 18 Gasdruckbehälter (Kühlung)
- 19 Vibrator
- 20 Beobachtungsinstrumentierung (evtl. teilweise visuell)
- 21 Sichtfenster

4. RCN-Untersuchungen von Urankarbonitriden

(zusammengestellt von W.W.Nijs, Reactor Centrum Nederland)

Bei der Herstellung und Verdichtung von $UC_{0.5}N_{0.5}$ - Tabletten von 15 mm \emptyset sind Fortschritte erzielt worden. Diese Tabletten können nunmehr mit Dichten zwischen 83 und 85 % th.D. und ohne Risse und sonstige Defekte hergestellt werden. Sie sind für Messungen der Rekristallisation bei hohen Temperaturen und der Wärmeleitfähigkeit vorgesehen. Das Ausgangsmaterial war auf dem Wege der Metall-Linie gewonnen worden. Inzwischen hat die Pulverherstellung nach der Karboreduktionstechnik begonnen. Bei beiden Verfahren ist eine hinreichend genaue Pulverspezifikation zur Kontrolle der Eigenschaften und des Preß- und Sinterverhaltens wesentlich.

In der Literatur gibt es Diskrepanzen hinsichtlich der Beziehung zwischen der Gitterkonstante und dem Verhältnis Kohlenstoff : Stickstoff in Urankarbonitriden. Diese Beziehung wird jetzt im RCN im einzelnen untersucht, wobei man großen Wert auf reinstes Material legt, um Einflüsse von Verunreinigungen wie z.B. Sauerstoff festzustellen. Hierfür mußten hinreichend genaue Analysenverfahren entwickelt werden. In gesinterten Karbonitriden läßt sich bei RCN der Sauerstoffgehalt im Bereich von 0,1 bis 0,2 % mit einer Genauigkeit von $\pm 0,01$ % reproduzieren.

(Die Karbonitridarbeiten werden im Rahmen des Hochleistungsbrennstoffprogramms noch koordiniert werden)

1124.2 Laborexperimente zur Brennstabauslegung (Karbid, Brennst.)1124.22 Untersuchung thermodynamischer Eigenschaften1. Herstellung und Eigenschaften von W-haltigem UC

(C. Politis, H. Wedemeyer, IMF)

Es wurden mehrere 100 g von W-haltigem UC durch Schmelzen von UC mit Wolfram im Lichtbogen hergestellt. Metallographische Untersuchungen zeigten, daß mehrere Prozent Wolfram im UC gelöst werden können. Aus dem Phasendiagramm des quasibinären Systems UC-W (Abb. 18) ist zu entnehmen, daß eine maximale Löslichkeit von etwa 5 Gew% W bei etwa 2170° C besteht. Unterhalb 2170° C ist UC gegenüber Wolfram beständig; oberhalb 2170° C findet eine peritektische Umsetzung entsprechend



statt. Diese neue Phase UWC_{2-x} wurde als eine monokline mit folgenden Gitterparametern identifiziert:

$$a = 5,624 \pm 0,002 \text{ \AA}, \quad b = 3,240 \pm 0,001 \text{ \AA}$$

$$c = 11,640 \pm 0,003 \text{ \AA}, \quad \beta = 109,6^\circ \pm 0,1^\circ$$

Oxydationsuntersuchungen bei 50, 100 und 200° C an trockener Laborluft ergaben schon bei einem Wolframgehalt von 1 Gew% W in UC eine geringere Oxydation des Materials als bei stöchiometrischen (4,79 - 4,80 Gew% C) und überstöchiometrischen (4,89 Gew% C) UC-Proben gleicher Korngröße. Solches W-haltige UC könnte möglicherweise ein günstigeres Verträglichkeitsverhalten gegenüber Hüllwerkstoffen als reines UC und ein gutes Bestrahlungsverhalten aufweisen.

Veröffentlichung:

J. Nucl. Mater.: in Vorbereitung

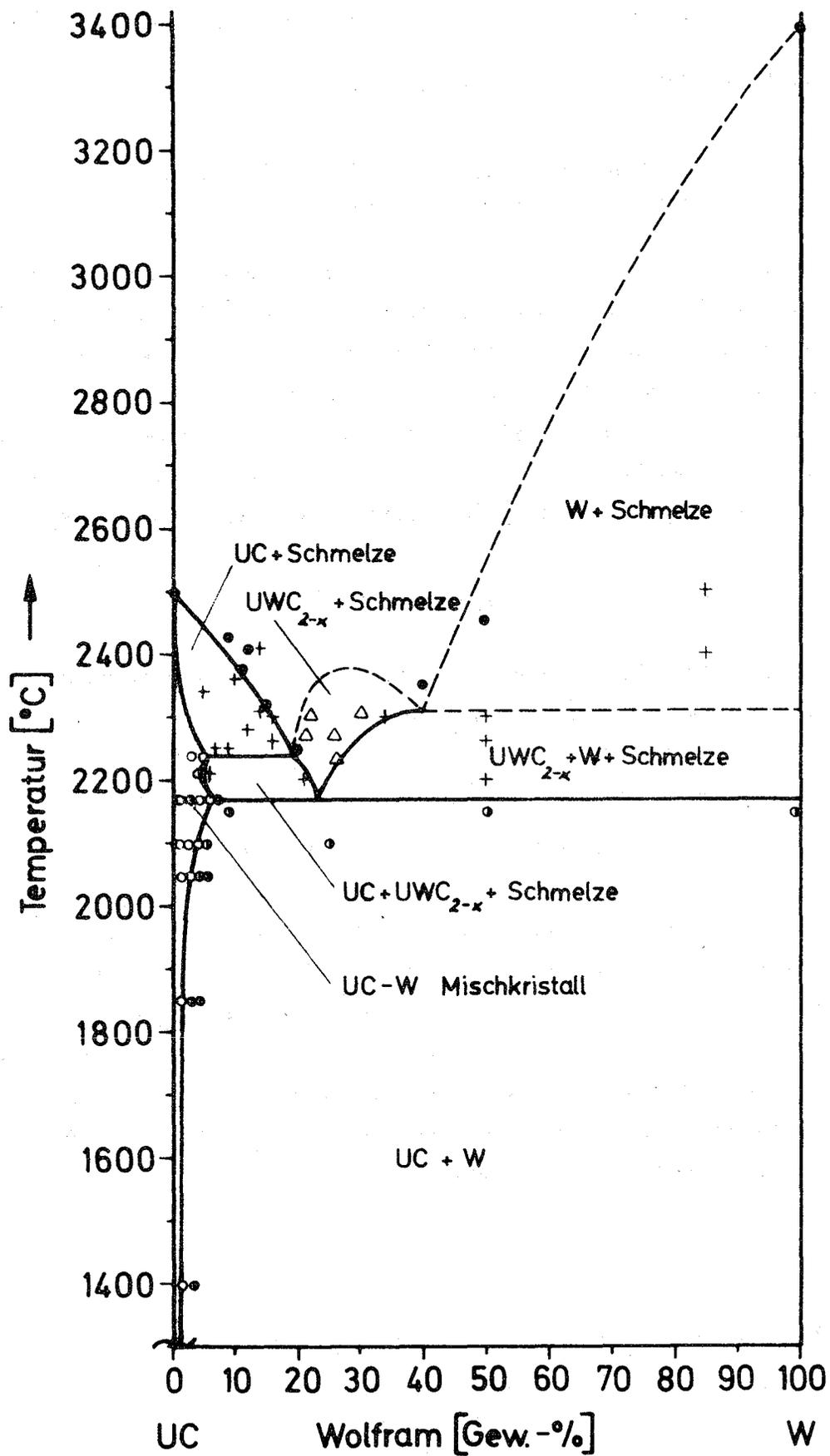


Abb. 18

2. Thermodynamische Untersuchungen an intermetallischen Phasen und Karbiden

(H. Kleykamp, IMF)

Die thermodynamischen Untersuchungen an den Phasen URh_3 , URh_3C_x , $UMoC_2$ und UWC_2 wurden fortgesetzt. Die aus Messung der elektromotorischen Kraft an geeignet aufgebauten galvanischen Festkörperketten berechnete freie Bildungsenthalpie von URh_3 liegt bei $1000^\circ K$ mit -60 kcal/mol um ca. 30 % niedriger als die entsprechende Größe von URu_3 . Dagegen ist nach vorläufigen Untersuchungen nicht mit einer wesentlichen Stabilitätszunahme der Phase URh_3C_x zu rechnen, was in Übereinstimmung mit den Phasendiagrammen der Systeme U-Ru-C und U-Rh-C steht.

1124.23 Chemische Eigenschaften und Analytik

1. Chemisch-analytische und präparative Arbeiten

(H. Schneider, IMF)

Im 3. Quartal 1970 wurden ca. 60 Uranverbindungen auf C, N und Sauerstoff und einige noch zusätzlich auf Uran und Schwefel analysiert. In verschiedenen Hüllwerkstoffen wurden die Haupt- und Nebenbestandteile bestimmt. Ausgedehnte Arbeiten wurden für die Na-Korrosion durchgeführt. Ca. 100 Korrosionslösungen wurden auf ihren Gehalt an Fe, Cu und Ni analysiert.

In Zusammenarbeit mit dem Na-Korrosionslabor wurden die Löslichkeit von Sauerstoff in Na-Metall in Abhängigkeit von der Temperatur überprüft.

Die Arbeiten zur Entwicklung von Bestimmungsmethoden für Verunreinigungen im ppm-Bereich in Natrium wurden erfolgreich fortgeführt.

Für die Beschichtungsversuche an UO_2 mit Vanadin wurden laufend Analysen zur Feststellung der abgeschiedenen V-Mengen durchgeführt.

Für die isostatischen Heißpreßversuche wurden 615 g UO_2 -Kugeln hauptsächlich mit 20 und 30 Vol.-% Vanadin beschichtet. Für Bestrahlungsversuche mußten noch 90 g angereicherte UO_2 -Kugeln beschichtet werden.

2. Verträglichkeit von UC mit Hüllmaterialien

(O. Götzmann, P. Hofmann, W. Stumpf, IMF)

Die Untersuchungen über die Verträglichkeit von UC mit Hüllmaterialien wurden fortgesetzt. Wechselwirkungen zwischen leicht überstöchiometrischem UC (äquival. C-Gehalt 4,9 %) und verschiedenen austenitischen Stählen (Typ 4961, 4981, 4988, 12R72HV etc.) sind bei 800°C nach 500 Stunden schon deutlich erkennbar (vergl. Tab. 5). Es konnten Zonen mit karbidischen Ausscheidungen bis über 500 µm gemessen werden. Der Umfang der Reaktionen nimmt bei 900°C für die gleiche Dauer nicht wesentlich zu. Eine Ausnahme macht der titanstabilisierte 18/8-Stahl. Bei 1000°C finden schon nach kurzer Zeit heftige Reaktionen statt.

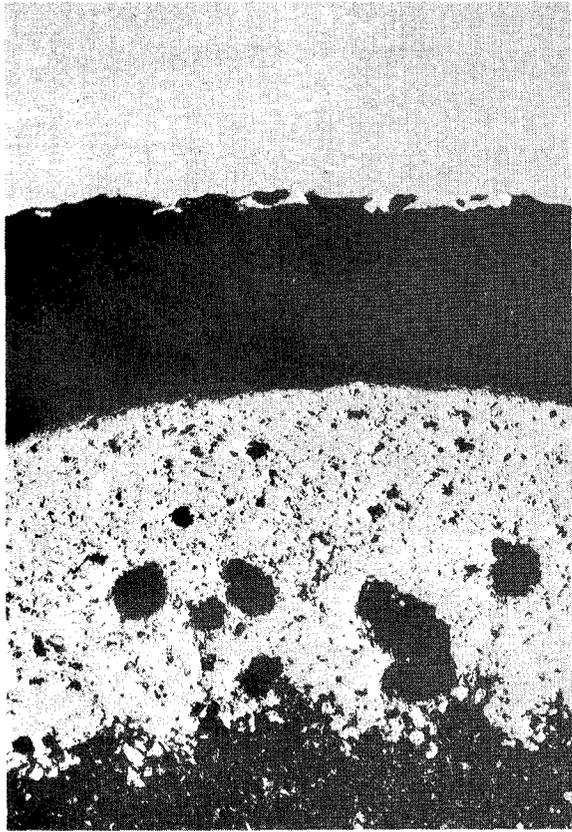
Zwischen Vanadinlegierungen mit niederen Titangehalten ($\leq 5\%$ Ti) und UC gleicher Zusammensetzung scheinen die Wechselwirkungen viel geringer zu sein. Bei 800°C und 900°C waren nach 500 Stunden keine nennenswerten Reaktionen erkennbar. Erst bei 1000°C traten nach 700 Stunden im allgemeinen Reaktionszonen bzw. Zonen, in denen das Hüllmaterial angegriffen war, mit 30 µm auf (vergl. Tab. 6).

Eine Verbesserung des Verträglichkeitsverhaltens von UC mit den Stählen und Vanadinlegierungen konnte durch den Zusatz von Stickstoff zum Brennstoff erzielt werden. Es wurden Carbonitride der Zusammensetzung $UC_{0,9}N_{0,1}$ und $UC_{0,6}N_{0,4}$ untersucht. Die Verbesserung der Verträglichkeit zeigte sich dann recht deutlich, wenn die Reaktionen mit UC groß waren. Bei den Stählen war dies bei 1000°C und 144 Stunden der Fall, was durch die Abb. 19 klar veranschaulicht wird. Die Abnahme der Reaktionen mit zunehmendem Stickstoffgehalt ist gut erkennbar. Die Ausscheidungen, die bei 800°C auftraten, wurden durch den Stickstoffzusatz nicht verringert. Bei 900°C dagegen war eine Reduzierung der Ausscheidungen festzustellen.

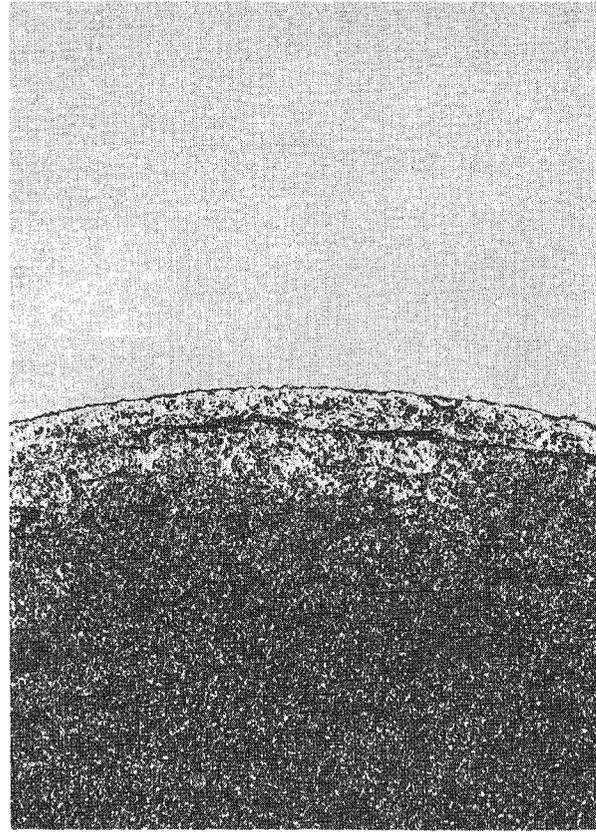
Bei den Vanadinlegierungen sind die Reaktionen, die mit UC bei 1000°C beobachtet wurden, schon bei geringem Stickstoffzusatz ($UC_{0,9}N_{0,1}$) nicht mehr aufgetreten.

Festigkeitsuntersuchungen, die an Zerreißproben aus verschiedenen Fe-Cr-Ni-Legierungen nach Auslagerung mit UC bei Temperaturen von 600°C bis 800°C

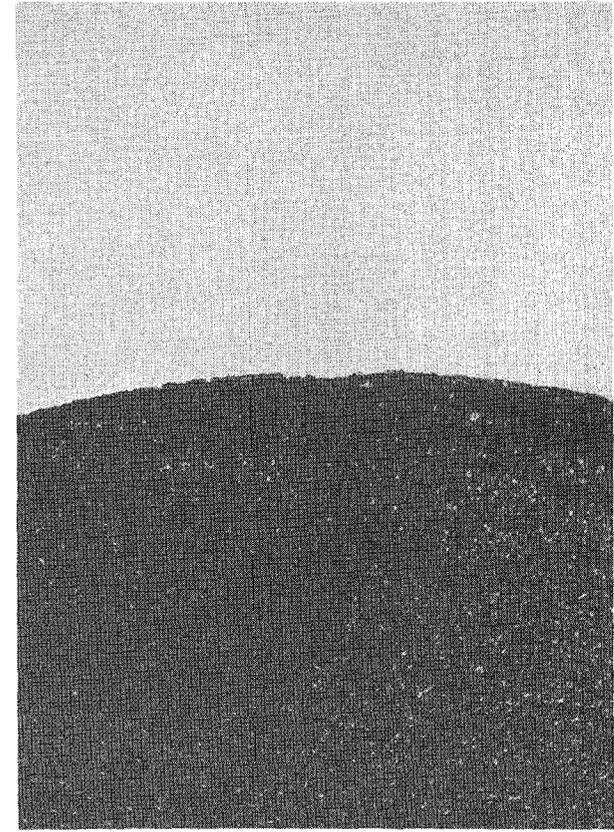
und Glühzeiten bis zu 1100 Stunden durchgeführt und mit Proben verglichen wurden, die ohne UC bei gleichen Temperaturen und Zeiten ausgelagert wurden, haben ergeben, daß schon bei 600°C und 700°C Wechselwirkungen zwischen UC und dem 4988-Stahl stattfinden. Die bei Raumtemperatur gemessenen Bruchfestigkeitswerte der mit UC ausgelagerten Proben sind, wie die Abb. 20 zeigt, niedriger als die der Vergleichsproben.



UC 50 x



$UC_{0,9}N_{0,1}$ 50 x



$UC_{0,6}N_{0,4}$ 50 x

Abb. 19 Reaktionen von Stahl (Cr Ni Ti 15/15) mit UC und U(C,N) bei 1000°C nach 144 h.
(Wirkung der Stickstoff-Modifizierung)

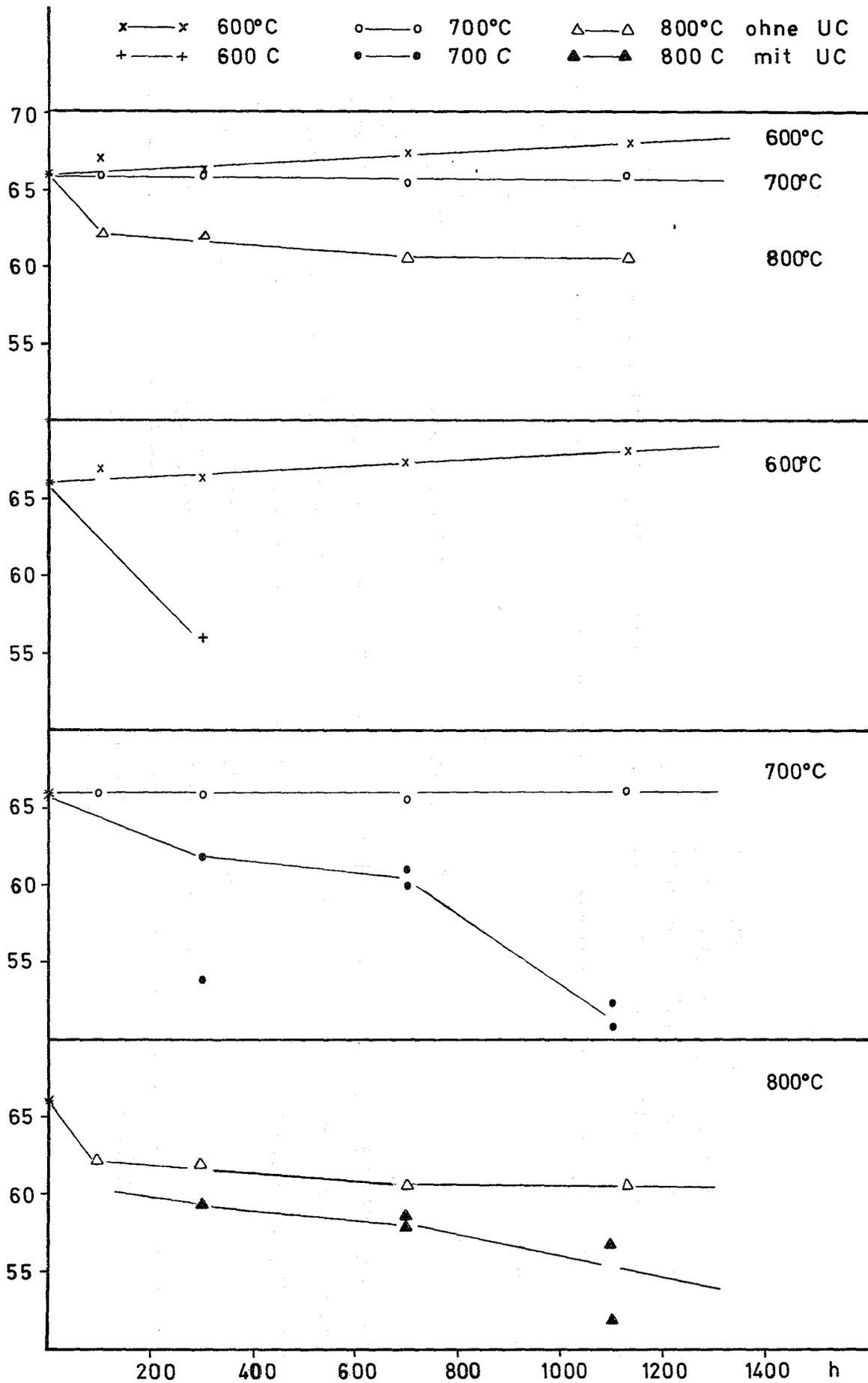


Abb.20: Bruchfestigkeit von Stahl Typ 4988 (σ_{Br} in kp/mm^2) nach Wärmebehandlung

	800°/500 h	900°/500 h	1000°/144 h
4961 (16/13Nb)	UFeC ₂ ; 600 μ A	UFeC ₂ ; 3μ Rz; 400μ A	-
4981 (16/16MoNb)	500 μ A	UFeC ₂ ; 350 μ A	-
4988 (16/13MoVNb)	500-800 μ A	UFeC ₂	1000+40μ Rz; 200μ Sp; 600μ A
Sandvik (15/15MoTi)	(Rz); 470 μ A	UFeC ₂ ; 1100 μ A	1000μ Rz; 700μ Sp; A bis Rd
4878 (18/10Ti) (AISI 321)	UFeC ₂ ; (Rz); 100-300 μ A	40-50 μ Rz; 120μ A	500+80μ Rz; 70μ Sp; 250 μ A
4301 (18/10) (AISI 304)	UFeC ₂ ; 5μ Rz; 800 μ A	UFeC ₂ ; 2μ Rz; 1700μ A	-
4401 (18/10Mo) (AISI 316)	-	-	1500 μ Rz; 300 μ Sp

Tab. 5

Reaktionen von UC mit Stählen

Rz: Reaktionszone an Phasengrenze

A: Ausscheidungen in Hülle

Sp: Spalt zwischen Hülle und Kern

() schwache Reaktion

	800°/500 h	900°/500 h	1000°/700 h
VTi10	(Ti-A)	Ti-A	-
VTi20	U-Diff.; Ti-A	Rz: 2 μ; Ti-A	-
VTi2Cr15	k.W.	(Ti-A)	Rz: 30 μ
VTi5Cr2	k.W.	(Ti-A)	Rz: 30 μ
VTi3Si1	-	(Ti-A)	Rz: 30 + 10 μ
VTi3Nb10Cr5	k.W.	(Ti-A)	Rz: 30 μ (A: 200 μ)
VZr2Cr15	(Zr.-A)	(Zr.-A)	Rz: 40 + 20 μ

Tab. 6

Reaktionen mit Vanadin-Legierungen

Rz: Reaktionszone in Phasengrenze; A = Ausscheidungen in Hülle

k.W. = keine Wechselwirkungen erkennbar

() = schwacher Reaktionseffekt

3. Verträglichkeitsuntersuchungen an UC und (U,Pu)C

(H. Schönfeld, AEG Großwelzheim)

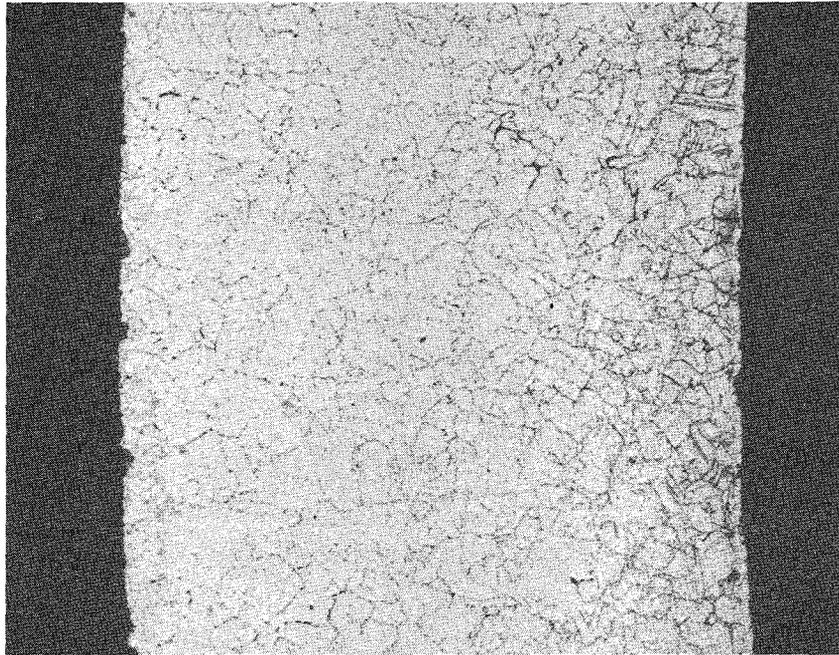
Einige Röntgenfeinstrukturuntersuchungen am Stahl 4988 zeigen, daß im Ausgangszustand neben (Nb,V) (C,N)- und Nb(C,N)-Primärphasen schon die intermetallischen Phasen Laves und Sigma vorhanden sind. Glühungen bei 700°C führen zur teilweisen Auflösung der Primärkarbonitride und zur völligen Auflösung der Lavesphase. Dafür tritt in verstärktem Maße $M_{23}C_6$ auf, und die Sigma-Phasenausscheidung wird ebenfalls verstärkt.

Die im 2. Quartal begonnenen Nachuntersuchungen von ausgelagerten, Hegebundenen UC-Kapseln (Hüllen: 4981) wurden fortgesetzt. Gesamtkohlenstoffanalysen an mit überstöchiometrischem UC geglühten, bis zu 100 µm aufgekohlten Hüllen ergaben C-Gehalte von max. 0,050 Gew.% (Ausgangsc-Gehalt: 0,013 %). Nimmt man an, daß sich 2/3 des in die Hülle diffundierten Kohlenstoffes in der Aufkohlungsschicht befinden, so ergeben sich C-Gehalte von max. 0,34 Gew.% in der Aufkohlungszone. C-Analysen an mechanisch abgetragenen Schichten der Hüllen zur Bestimmung von C-Gradienten sind z.Zt. in Arbeit. Feinstrukturuntersuchungen dieser Hüllen zeigten, daß der aufgenommene Kohlenstoff als $M_{23}C_6$ ausgeschieden und die Ausscheidung der intermetallischen Phasen Sigma, Laves und χ stark, die der Z-Phase dagegen nur schwach gehemmt wird.

Neben Hüllen-Aufkohlungen bei überstöchiometrischem UC wurden auch bei stöchiometrischem UC (4,80- 4,84 Gew.%) bis 90 µm starke Aufkohlungszonen gefunden (Abb. 21), und im Vergleich zu ohne Brennstoff geglühtem Material sind auch in der restlichen Hülle die Ausscheidungen im Korn und an den Korngrenzen verstärkt.

Bis 3000 h und 300°C mit unterstöchiometrischem UC geglühte Hüllen zeigten keine Aufkohlungsschichten. Lediglich einmal wurden im gesamten Hüllenquerschnitt im Korn und an Korngrenzen verstärkte Ausscheidungen beobachtet. Eventuell steht dies mit im Füllgas gefundenen CH_4 - und H_2O -(0,5 bzw. 0,4 Vol.%) Gehalten im Zusammenhang, da ähnliche Abhängigkeiten auch bei überstöchiometrischem UC zu beobachten waren.

An einigen Proben beobachtete, ca. 3 µm starke Reaktionsschichten zwischen Hülle und Brennstoff konnten wegen ihrer geringen Menge mit der Guinier-Kammer nicht identifiziert werden.



Brennstoffseite

200:1

Abb. 21: Aufkohlung einer 4981-Hülle nach 3000 h/700°C
Glühung mit stöchiometrischem UC (4,80 - 4,84 Gew.%C)
und He-Bindung.

4. Verträglichkeit von UC, U(C,N) und UN mit metallischen Hüllwerkstoffen (I. Ali Khan, Institut für Reaktorwerkstoffe, KFA Jülich GmbH)

Die Verträglichkeit von UC und UN mit verschiedenen Hüllwerkstoffen ist Gegenstand zahlreicher Untersuchungen [1,2] gewesen. Wie aus der Literatur hervorgeht, wurde das Verträglichkeitsverhalten von U(C,N) mit Metallen, außer in der eigenen Arbeit [3], nur noch bei O. Götzmann et al. [4] und Y. Kuroda et al. [5] behandelt. Die Ergebnisse dieser Arbeiten stimmen im allgemeinen gut überein.

Bei der eigenen Untersuchung [3] wurden UC-, U(C,N)- und UN-Pellets in Kontakt mit Metallproben bei 620°, 700° und 900°C über 500 und 2500 Stunden geglüht. Die Zusammensetzung der untersuchten Brennstoff- sowie Metallproben ist aus den Tabellen 7 und 8 zu entnehmen. Die Glühung der Proben erfolgt in widerstandsbeheizten Öfen unter Argondruck von etwa 1000 Torr.

Wie die Untersuchung ergab, weist das Urancarbonitrid eine bessere Verträglichkeit mit den eingesetzten Metallproben auf als das Uranmonocarbide. Bei 620°C zeigte das untersuchte Probenmaterial keine Reaktion mit UC, U(C,N) oder UN (Tab. 7). Ebenso wurden die Stähle 4301 (X 5 CrNi 18 9), 4550 (X 10 CrNiNb 18 9) und 4571 (X 10 CrNiMoTi 18 10) durch UC-, U(C,N)- und UN-Proben bei 700°C bis zu 500 Stunden nicht angegriffen (Tab. 8).

Bei 900°C weisen die untersuchten Brennstoff-Metallproben starke Unterschiede in ihrem Verträglichkeitsverhalten auf. Es wurde z.B. bei dieser Glühtemperatur zwischen UC_{0,9}N_{0,1}, UC_{0,65}N_{0,35} und UC_{0,1}N_{0,9} und den Stählen 4301, 4550 und 4571 keine Reaktion während einer Versuchsdauer von 500 Stunden festgestellt. Der Stahl 4301 zeigte unter diesen Bedingungen auch mit UC keine nennenswerte Reaktion (Abb. 22). Anders war jedoch das Verträglichkeitsverhalten von den Stählen 4550 und 4571 gegenüber Urancarbonid. Der niobstabilisierte Stahl 4550 wies bei 900°C und 500 Stunden Glühdauer einen interkristallinen Korrosionsangriff von etwa 40 µm Eindringtiefe (Abb. 23) auf. Bei dem Stahl 4571 wurde nach Glühung mit dem Carbide eine mehrphasige Reaktionszone festgestellt (Abb. 24).

Mit Hilfe der Mikrosondenanalyse konnten dabei vorwiegend Phasen mit folgender Zusammensetzung ermittelt werden: 51 a/o Fe, 24 a/o U und 25 a/o Ni

sowie 21 a/o Fe, 70 a/o Cr und 8 a/o Mo. Außerdem war Uran bis zu einer Eindringtiefe von etwa 275 µm in der Stahlprobe nachweisbar. Ebenso zeigte das mit dem Stahl 4571 in Kontakt befindliche UC-Pellet eine stark angegriffene Randzone. Dabei wurden vor allem die Metalle Eisen, Nickel, Uran und Chrom festgestellt.

Zukünftige Versuche dienen der genaueren Identifizierung der Reaktorprodukte in der Stahlprobe. Außerdem werden zur Zeit noch die Proben aus der 2500 Stunden Versuchsreihe metallographisch und mit der Mikrosonde untersucht.

Literatur:

- [1] K. Kummerer, F. Thümmeler
Karbidge Kernbrennstoffe für schnelle Brutreaktoren
KFK 1111, Oktober 1969
- [2] BMI-1809, July 1967; BMI-1845, July 1, 1968
- [3] I.Ali Khan, A. Noumidis, G. Pott
U(C,N) als Hochleistungsbrennstoff - Herstellung und Bestrahlungseigenschaften
International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, 28-30
Sept. 1970, Karlsruhe
- [4] O.Götzmann, P.Hofmann, W.Stumpf
Verträglichkeitsuntersuchungen von Urancarbid mit Stählen und Vanadinlegierungen
International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, 28-30
Sept.1970, Karlsruhe
- [5] Y.Kuroda, K.Tanaka, M.Suzuki and Y.Akimoto
Compatibility of U(C,N) with Potential Cladding Materials
J.Nucl.Mat. Vol 34 (1970), No. 2

Pellets	Stahl (Werkstoff-Nr.)								Nikro- fer	Inconel 600	Vana- din	Niob	Nb-5 V
	4301	4310	4401	4511	4543	4550	4571	4961					
UC	x	x		x		x	x	x	x	x			x
UC _{0,5} N _{0,5}	x	x					x		x	x			x
UC _{0,6} N _{0,4}	x	x		x		x	x	x	x				x
UC _{0,8} N _{0,2}				x		x	x	x			x		
UN	x		x	x	x	x	x	x	x	x		x	

Tabelle 7: Metallproben, die in Kontakt mit UC_{1-x}N_x-Pellets nach einer Glühung von 500 h bei 620°C unter Argonatmosphäre keinen Korrosionsangriff zeigten.

Brennstoff- Zusammensetzung	Metallische Werkstoffe, Stähle (Werkstoff-Nr.)					
	4 3 0 1		4 5 5 0		4 5 7 1	
	700°C	900°C	700°C	900°C	700°C	900°C
UC	k.R.	k.n.R.	k.R.	R.	k.R.	st.R.
UC _{0,9} N _{0,1}	"	"	"	k.R.	"	k.R.
UC _{0,65} N _{0,35}	"	"	"	"	"	"
UC _{0,1} N _{0,9}	"	"	"	"	"	"

Tabelle 8: Verträglichkeitsverhalten des Brennstoffes UC_{1-x}N_x
(x = 0 bis 1) in Kontakt mit metallischen Proben bei
700° und 900°C, Versuchsdauer: 500 h.

k.R. = keine Reaktion; k.n.R. = keine nennenswerte Reaktion
R. = ziemlich angegriffen; st.R. = starke Reaktion

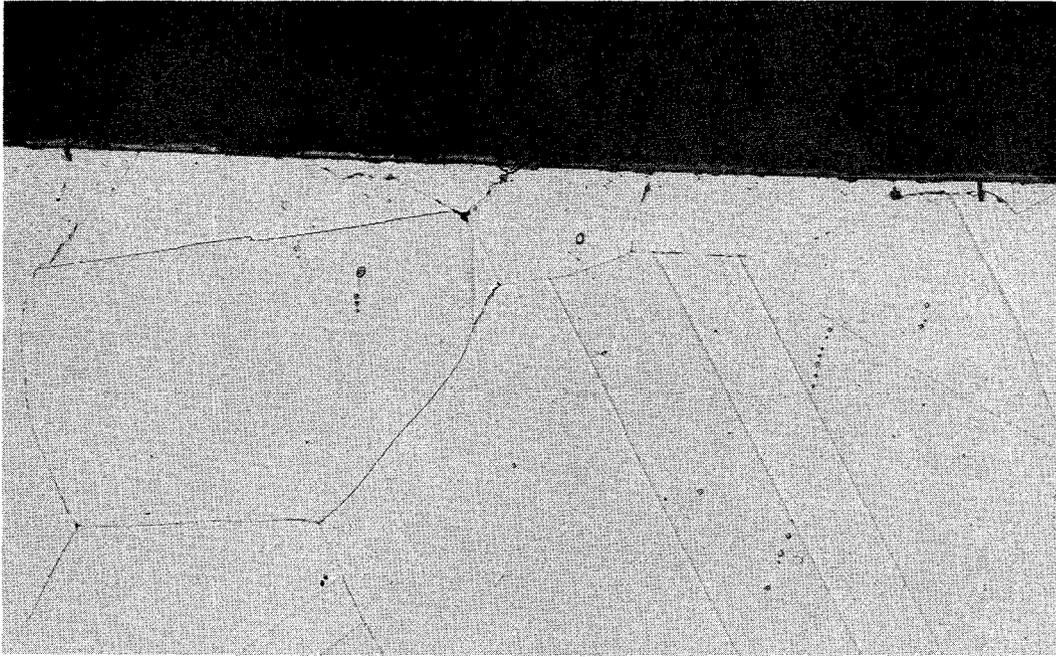


Abb. 22:

geätzt mit Oxalsäure
500 x

Stahl 4301 (x 5CrNi 18 9) nach der Glühung mit UC bei 900°C, 500 h

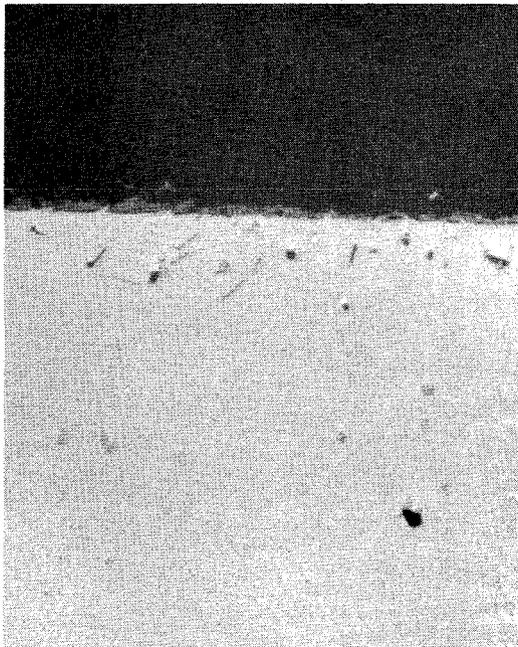


Abb. 23a:

ungeätzt
500 x

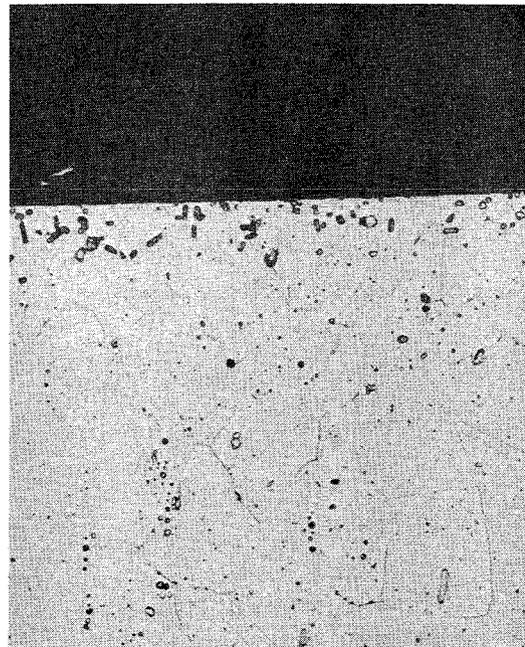


Abb. 23b:

geätzt mit
Oxalsäure 500 x

Stahl 4550 (x 10CrNiNb 18 9) nach der Glühung mit UC bei 900°C, 500 h

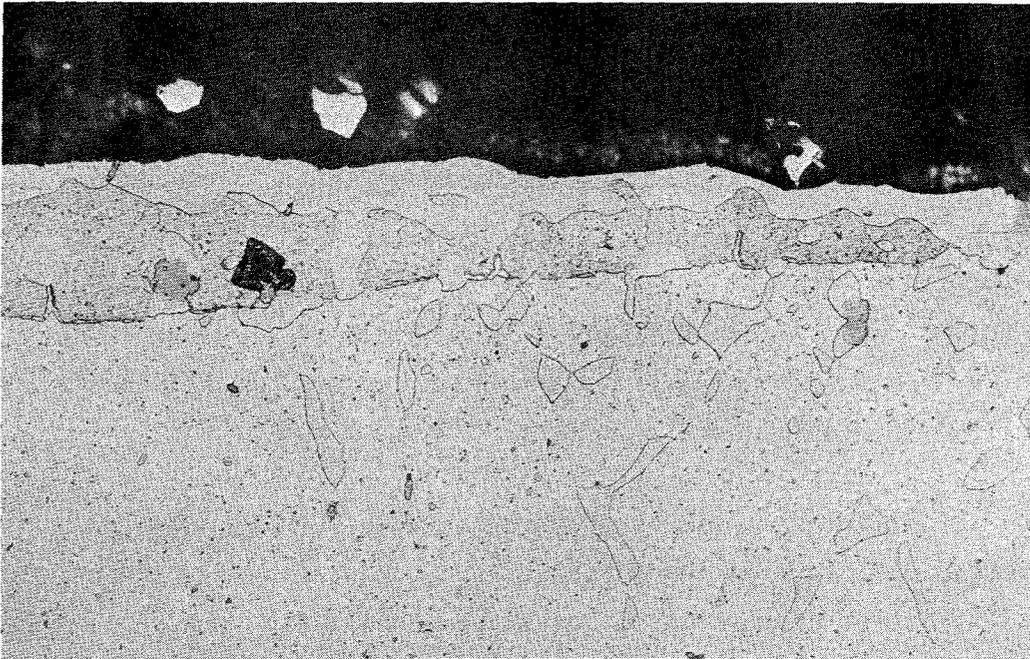


Abb. 24:

geätzt mit Oxalsäure
500 x

Stahl 4571 (x 10CrNiMoTi 18 10) nach der Glühung mit UC bei 900°C,
500 h

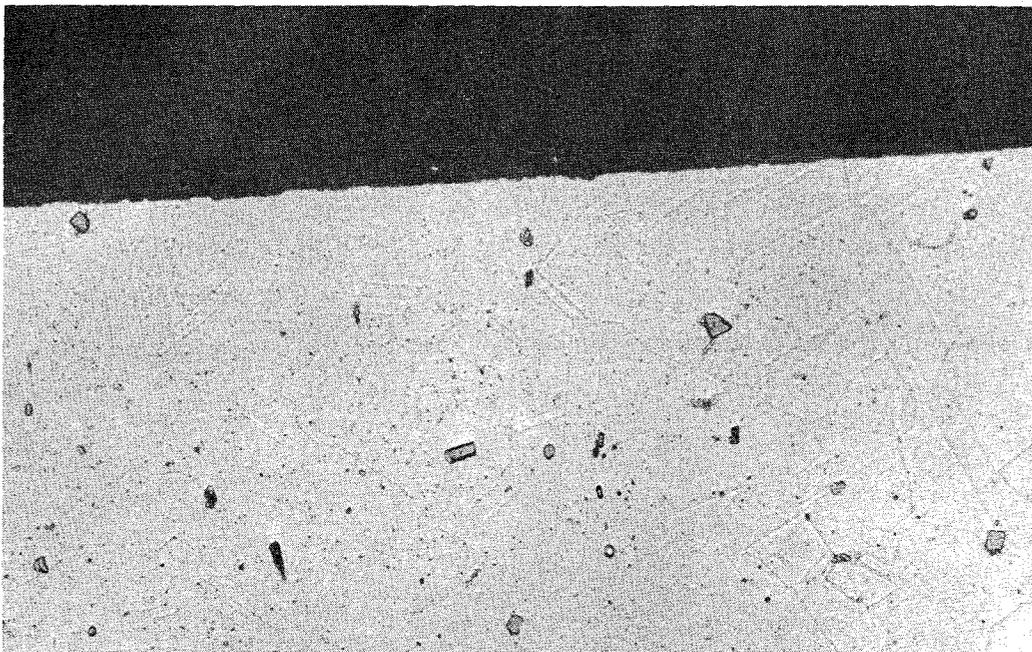


Abb. 25:

geätzt mit Oxalsäure
500 x

Stahl 4571 (x 10CrNiMoTi 18 10) nach der Glühung mit UC_{0,9}N_{0,1}
bei 900°C, 500 h.

1124.3 Bestrahlungsexperimente

1. Bestrahlungstechnik und -einrichtungen

1.1 Hochdruck-Bestrahlungseinrichtung im FR2-Heliumloop

(H.Deckers, IMF)

Der FR2-Heliumloop wird zur Zeit in Verbindung mit der Kurzzeit-Bestrahlungseinrichtung für die Bestrahlung von UC/PuC-Brennstäben eingesetzt. Nach dem Abschluß dieser letzten Kurzzeitversuchsgruppe soll im Heliumloop eine Hochdruck-Bestrahlungseinrichtung eingebaut werden.

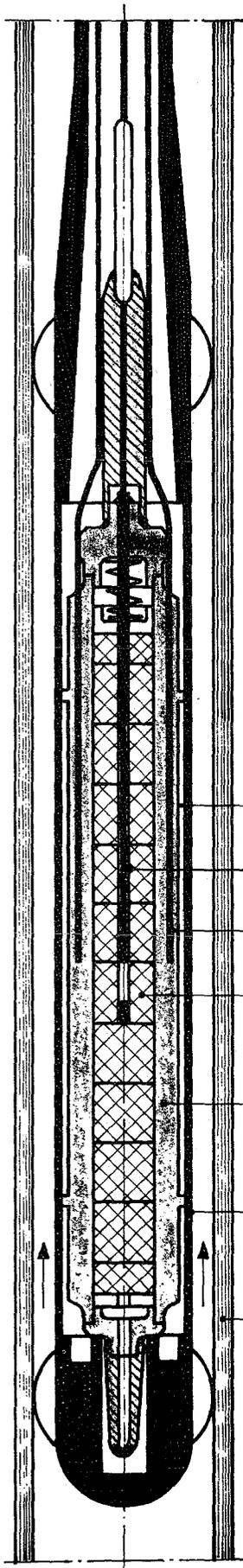
Die Erweiterung umfaßt im wesentlichen einen neuen Spezial-Bestrahlungseinsatz mit eigenem Hochdruck-Helium-Kühlkreislauf, dessen Betriebsdruck zwischen 75 und 150 at einstellbar ist. Die maximale thermische Leistung dieses Kreislaufes beträgt 40 kW. Das vorhandene 30 at-Kühlsystem behält - nun als Sekundärsystem - nahezu unverändert seine früheren Funktionen.

Die Hochdruck-Bestrahlungseinrichtung ist zur Zeit zum out-of-pile-Test in der Technikumshalle des Institutes für Reaktorentwicklung aufgebaut. Nachdem im Laufe dieses Jahres auch die letzten Teile angeliefert wurden, kann noch im Oktober 1970 der Funktionstest beginnen. Vorgesehen sind insbesondere die Ermittlung der thermohydraulischen Verhältnisse sowohl beim Bestrahlungsbetrieb als auch nach dem Auslösen der Sicherheitsoperationen.

Es ist geplant, die Anlage im Mai 1971 in den Reaktor einzubauen. Mit dieser Einrichtung können spezielle Experimente an Brennstabproben für schnelle gasgekühlte Reaktoren wie auch Versuche mit Hochleistungsbrennstäben (Karbid bzw. Nitrid) durchgeführt werden, für die die Wärmeabfuhrbedingungen im bisherigen Heliumloop nicht ausreichend sind.

1.2 FR2-Kapselbestrahlungen von Karbiden und NitridenGasspalt-Doppelkapsel zur Bestrahlung von Hochleistungsbrennstoffen

(H. Häfner, IMF)



Im Institut für Material- und Festkörperforschung wurde ein Kapseltyp entwickelt, der insbesondere für die Bestrahlung von Nitriden und Karbiden bei hoher Brennstofftemperatur geeignet ist.

Diese Doppelkapsel hat folgenden Aufbau:

Der Brennstoff ist von einer dickwandigen Hülle aus einem hochtemperaturbeständigen Material, z.B. Molybdän, umgeben. Zwischen der dickwandigen Hülle und der äußeren Kapsel aus Edelstahl ist ein definierter Gasspalt vorhanden. Bei einer Stabileistung von z.B. 1000 W/cm und einer gewünschten Brennstoffoberflächentemperatur von 1300°C beträgt der Temperaturabfall in diesem Gasspalt ca. 300°C.

Sowohl im Brennstoffzentrum als auch in der Hülle ist eine Temperaturmessung durch Thermoelemente möglich. Dadurch ist diese Kapsel auch besonders für die Ermittlung der Veränderungen der Wärmeleitfähigkeit im Brennstoff während der Bestrahlung geeignet.

Gasspalt
Gas gap

Thermoelemente
Thermocouples

Brennstoffpellets
Fuel pellets

Innere Molybdän-Kapsel
Inner Molybdenum capsule

Äußere Edelstahlkapsel 22^ø
Outer Stainless Steel capsule 22mm^ø

Kühlwasserführungsrohr
Coolant guide pipe

Es wurden bisher zwei Kapseln dieses Typs erfolgreich im FR2 bestrahlt, wobei die Zentraltemperaturmessung (max. 1550°C) über drei Monate einwandfrei funktionierte. Im November wird eine dritte Kapsel mit UN eingesetzt, wobei die Zentraltemperatur auf 2000°C gesteigert werden soll.

Abb. 26

2. Bestrahlungsverhalten von Nitridbrennstoff

(D. Brucklacher, W. Dienst, IMF)

An UN-(und UC-)Tabletten wurden vorbereitende Untersuchungen über das Kriechverhalten unter Bestrahlung durchgeführt. Die Tabletten waren einzeln mit unter hohem Helium-Druck heiß aufgepreßten Hüllen aus warmfestem rostfreiem Stahl versehen, so daß die mechanische Wechselwirkung zwischen dem schwellenden Brennstoff und der Hülle sofort bei Bestrahlungsbeginn einsetzte. Die maximale Brennstofftemperatur blieb unterhalb 850°C , der Druck zwischen Brennstoff und Hülle wurde zu etwa $2,5 \text{ kp/mm}^2$ abgeschätzt.

Unter diesen Bedingungen wiesen die UN-(und UC-)Tabletten nach Bestrahlung eine profilometrisch gut meßbare Volumenzunahme von 0,8 - 1,2 Vol.-%/Abbrand auf. Sie lag damit niedriger als die zu erwartende Schwellgeschwindigkeit von etwa 1,3 Vol.-%/Abbrand. Aus der Differenz würden sich Kriechgeschwindigkeiten ergeben, die etwa um eine dezimale Größenordnung niedriger liegen als diejenige von UO_2 unter vergleichbaren Bestrahlungsbedingungen. Sie würden den Erwartungen auf Grund der theoretischen Abschätzungen entsprechen, über die in Abschnitt 1121.2 berichtet wird. Diese vorläufigen Ergebnisse bedürfen jedoch einer Bestätigung durch weitere Versuche über das Kriechverhalten von UN unter Bestrahlung.

Für die Untersuchung der Wärmeleitung und der Gefügeänderung in Hochleistungs-Nitridbrennstoffstäben während der ersten Bestrahlungsphase bis zum Kontakt zwischen Brennstoff und Hülle (bei etwa 3 % Abbrand) wurden (U,Pu)N-Bestrahlungen in einer Molybdän-Kapsel mit wärmedämmendem Gas-spalt spezifiziert, die mit einem zentralen und drei in der Hülle angebrachten Thermoelementen bestückt ist. Die Spezifikation ergab für den (U,Pu)N-Brennstoff einen Pu-Gehalt von 15 %, eine Sinterdichte von 90 und 85 % TD, einen Tablettendurchmesser von etwa 10 mm, eine Tablettensäulenlänge von 90 mm. Die maximale Stableistung im FR2 soll 1300 W/cm betragen, die entsprechende Brennstoffzentraltemperatur $(1700^{\pm} 200)^{\circ}\text{C}$.

1125. Brennelemente für gasgekühlte Brüter1125.1 } Isostatisches Heißpressen von Cermets1125.21 } mit niedrigen Metallanteilen

(P. Weimar, IMF)

Im Juli 1970 wurden einige grundlegende Messungen zur HT-Plastizität der Matrixmetalle Cr, Mo, V ausgeführt. Es wurden u.a. die Warmhärte (Vickers) im Bereich Raumtemperatur - 1200°C in Hochvakuum bestimmt. Im Monat August wurde der Ausbau des Bunkers der HD-Anlage begonnen (Ausfall durch Urlaub der Baufirma). Im Monat September wurden trotz Behinderung durch Umbauarbeiten 15 UO₂/30 Cr-Cermets für Temperaturwechselfersuche isostatisch heißgepreßt.

Weiterhin wurde nach völliger Stilllegung der Anlage mit dem Umzug der Bedienungspulte, des Kompressors und Neuinstallierung des großen HD-Autoklaven begonnen.

Eine Anlage zur Verdichtung von UO₂/PuO₂-Pellets wird z.Zt. etabliert.

Der Gesamt-, Um- und Ausbau dürfte bis Mitte November abgeschlossen sein.

1125.23 Chemische Eigenschaften und Analytik

vgl. 1124.23

1125.31 Bestrahlung von UO₂-Cr-Cermetproben

(W. Dienst, H.Zimmermann, IMF)

Im Rahmen der laufenden Bestrahlungsversuche an UO₂-Cermetbrennstoffen mit idealisiertem Gefüge (1) wurde die Nachuntersuchung eines bestrahlten FR2-Kapselinsatzes mit UO₂-Cr-Proben abgeschlossen.

Die UO₂-Teilchen waren kugelförmig und hatten einen Durchmesser von etwa 0,1 mm, der Volumenanteil der Cr-Matrix betrug 20 und 30 Vol.-%. Die Bestrahlungsproben wurden in 0,4 mm dicken Hüllen aus Incoloy 800 isostatisch heißgepreßt. Sie hatten einen Außendurchmesser von 6,3 mm und eine Brennstofflänge von 39 mm. Die Preßdichte des Cermetbrennstoffes betrug etwa 90 % TD.

Die Bestrahlung erfolgte bei einer mittleren Stableistung von etwa 350 W/cm und einer maximalen Hülltemperatur von 500°C bis zu einem Abbrand von etwa 25 000 MWd/tU. Bei einer einzelnen, dickeren Probe mit Nb-Hülle (7 mm Dmr.) lag die Stableistung bei 560 W/cm und die maximale Hülltemperatur bei 685°C.

Die Proben mit 30 Vol.-% Cr zeigten eine gute Strukturbeständigkeit (Abb.27). Bei den Proben mit 20 Vol.-% Cr treten durch thermische Spannungen bedingte periphere und radiale Risse auf, die sich nicht im Hüllmaterial fortsetzen (Abb. 28). Das bessere Verhalten der Proben mit 30 Vol.-% Cr ist vermutlich auf höhere Festigkeit und Bruchdehnung zurückzuführen.

Die Probendurchmesser waren im wesentlichen unverändert geblieben. Die Incoloy 800-Hüllen waren demnach unter den angegebenen Bestrahlungsbedingungen fest genug, um die Spaltprodukt-Schwellung des UO_2 (unter einem Schwelldruck von max. etwa 2 kp/mm²) vollständig in die Poren des Cermetbrennstoffes zu lenken.

Das Gefüge der dickeren, Nb-umhüllten Probe zeigte bei einer mittleren Zentraltemperatur von mindestens 1100°C nach einem Abbrand von 25 000 MWd/tU noch keine deutliche Spaltgasblasenbildung. Daher ist unter diesen Bedingungen noch nicht mit einer stärkeren Spaltgasfreigabe (>1 % aus den UO_2 -Teilchen zu rechnen).

Veröffentlichung zu 1125.31

H. Bumm, W. Dienst, P. Nikolopoulos, F. Thümmler, P. Weimar

Neuere Ergebnisse auf dem Gebiet der Cermets mit idealisiertem Gefüge durch isostatisches Heißpressen beschichteter Teilchen.

Proc. Int. Meeting on Fast Reactor Fuels and Fuel Elements, KFZ-Karlsruhe, 1970, demnächst.

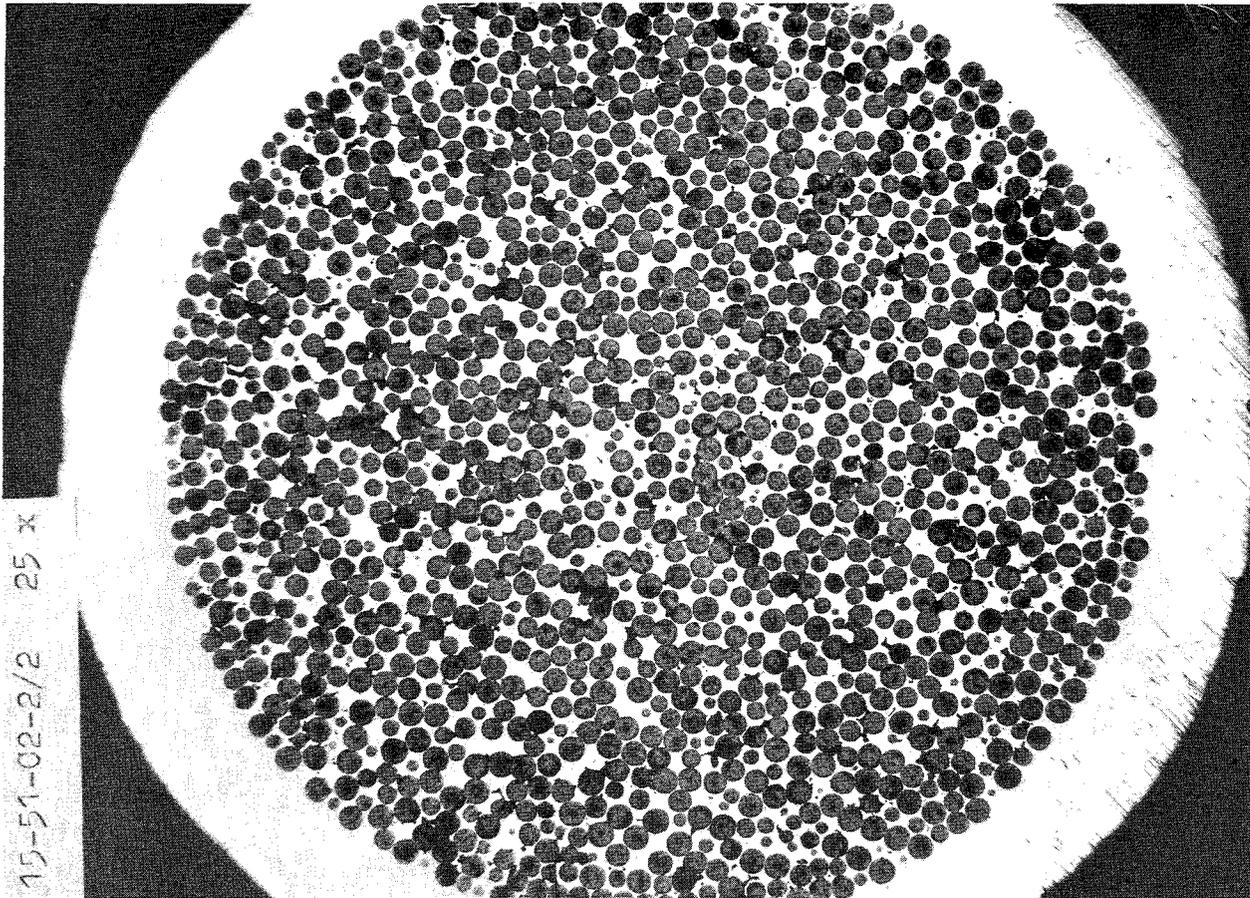


Abb.27 Querschnitt einer bestrahlten UO_2 -30 Vol.-% Cr-Probe

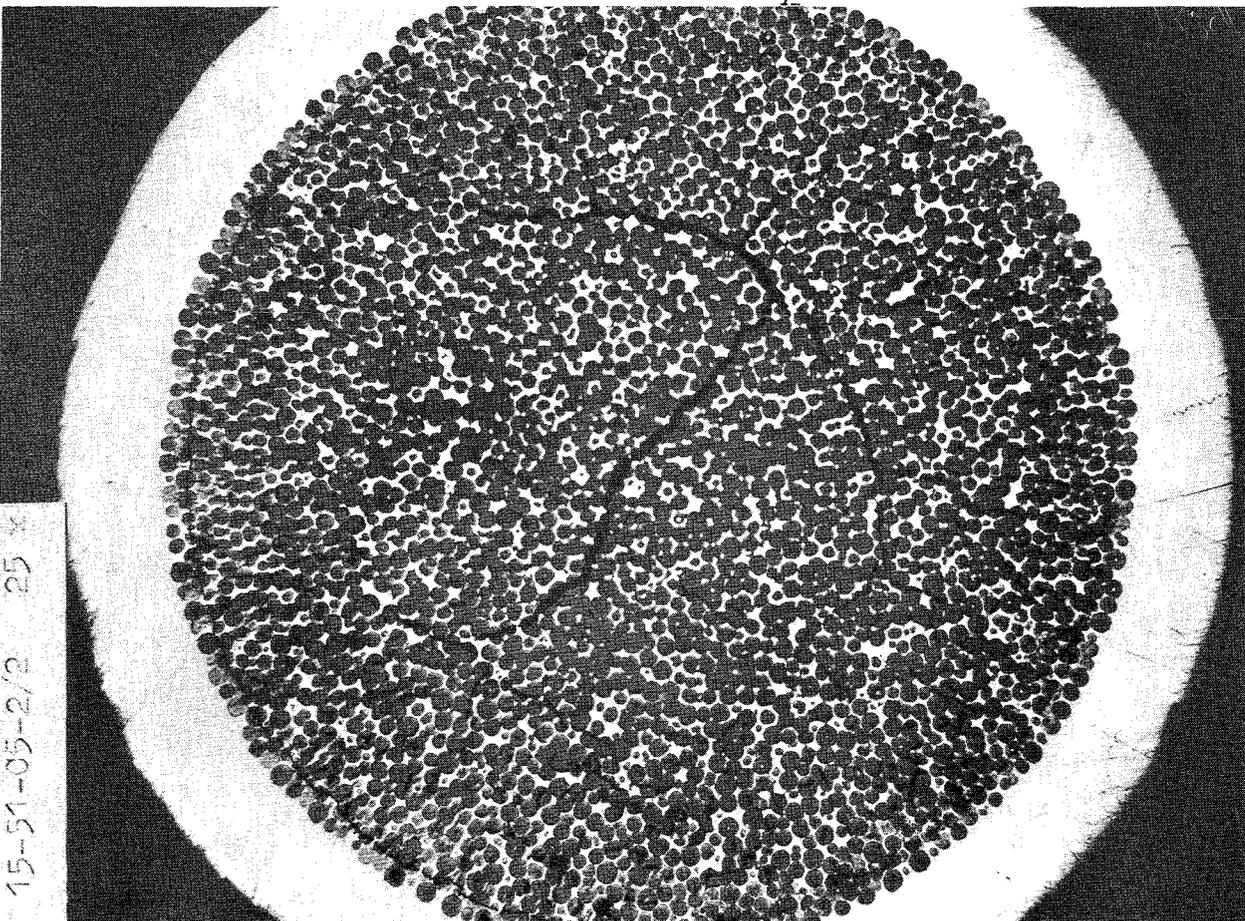


Abb.28 Rißstruktur im Querschnitt einer bestrahlten UO_2 -20 Vol.-% Cr-Probe

- 113 Materialuntersuchung und -entwicklung
- 1131 Materialuntersuchungen an technischen Legierungen
- 1131.1 Hüllmaterialien
- 1131.11 Mechanische Eigenschaften

1. Zeitstandfestigkeit in Abhängigkeit von der Vorbehandlung

(H. Böhm, L. Schäfer, M. Schirra, H. Scholz, IMF)

Untersuchungen an dem 15/15 CrNi-Stahl 12R72HV haben gezeigt, daß es durch mechanisch-thermische Vorbehandlung möglich ist, die mechanischen Eigenschaften in weiten Bereichen zu variieren. Um zu sehen, inwieweit diese Aussagen auch Gültigkeit haben für das Langzeitverhalten, wurden Zeitstandversuche bei 650 - 750° C an folgenden Zuständen durchgeführt:

- I = lösungsgeglüht (Ausgangszustand)
- II = lösungsgeglüht + 800° C 23 h/Luft
- III = lösungsgeglüht + 15 % kaltverformt
- IV = lösungsgeglüht + 15 % kv + 830° 20 h/Luft
- V = lösungsgeglüht + 30 % kv
- VI = lösungsgeglüht + 30 % kv + 700° 120 h/luft
- VII = lösungsgeglüht + 30 % kv + 850° 1 h/Luft

Die guten Zeitstandfestigkeitswerte im lösungsgeglühten Zustand, verbunden mit hoher Duktilität, die von der Herstellerfirma publiziert wurden, wurden durch eigene Ergebnisse (Zustand I) bestätigt. Jedoch liegt für diesen Zustand und den Zustand II die Warmstreckgrenze für 650 - 850° C ziemlich temperaturunabhängig bei 12 - 15 kp/mm². Bezogen auf die Anforderungen, die an die Hülle eines Schnellbrüterbrennelementes gestellt werden, liegen diese Werte jedoch zu niedrig. Durch 15 %ige Kaltverformung erhöht sich die Streckgrenze bei 650° auf ≈ 39 kp/mm² und bei 30 % kv auf ≈ 63 kp/mm² (Zustand III + V). Durch nachfolgende Glühbehandlungen (Zustand IV-VI-VII)könnendas Ausscheidungsverhalten und die Karbidverteilung

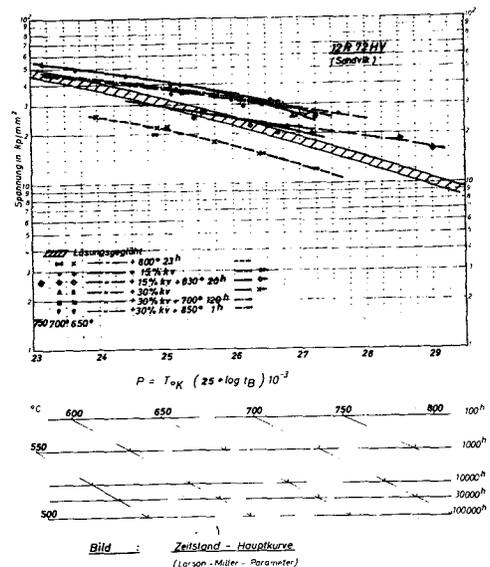


Abb. 1

gesteuert werden.

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche, wobei Standzeiten $> 10\ 000$ Std erreicht wurden, zeigen, daß für $\sigma_B/10\ 000$ Std bei 650° für die Zustände III, VI und VII $\approx 29\ \text{kp/mm}^2$ erreicht werden gegenüber $19\ \text{kp/mm}^2$ für den nur lösungsgeglühten Zustand. Für den weniger kaltverformten Zustand mit nachfolgender Glühung (IV) liegt der entsprechende Wert bei $\approx 22\ \text{kp/mm}^2$. Gerade der geringere Kaltverformungsgrad erweist sich zu längeren Standzeiten und Temperaturen bis $700^\circ\ \text{C}$ als kriechfester, was sich in einem flacheren Verlauf der Zeitstandkurve ausdrückt und aus der Abb. 1 klar hervorgeht, in dem die Temperatur und die Standzeit im Larson-Miller-Parameter in Abhängigkeit von der Spannung dargestellt sind.

Die Duktilität der Legierung wird durch die Kaltverformung herabgesetzt. Im lösungsgeglühten Zustand werden im Kurzzeitversuch bei $600 - 800^\circ\ \text{C}$ Bruchdehnungswerte von $40 - 50\ \%$ erreicht, die mit zunehmender Standzeit auf $30\ \%$ abfallen bei $t_B > 10^3$ Std. Dagegen sind die Werte bei den mechanisch-thermisch vorbehandelten Zuständen bei 650° und $700^\circ\ \text{C}$ ziemlich temperaturabhängig und liegen für den Zustand IV bei $25 - 30\ \%$, für die Zustände V - VII bei $\approx 20\ \%$. Erst bei $750^\circ\ \text{C}$ fallen die Werte auf $\approx 10\ \%$ ab.

Bei der Ermittlung der Kriechdaten n und k nach dem Norton'schen Kriechgesetz ist auffallend, daß für 650° und $700^\circ\ \text{C}$ die n -Werte durchweg > 15 sind und dementsprechend die k -Werte extrem klein sind. Das Bruchverhalten bei 650° und $700^\circ\ \text{C}$ im Zeitstandversuch ist überwiegend transkristallin, lediglich bei $750^\circ\ \text{C}$ sind interkristalline Anrisse bemerkbar.

Es wurde der Einfluß von Wärmebehandlungen auf die Zeitstandfestigkeit und die Bruchdehnung von Rohren, die mit Innendruck belastet sind, aus drei austenitischen Stählen untersucht. Die Daten sind in Tabelle 1 zusammengefaßt:

Werkstoff	1.4988 X8CrNiMoVNb 1613	1.4981 X8CrNiMoNb 1616	12R72HV X10CrNiMoTi 1515
Anlieferungszustand	lösungsgeglüht + kaltverformt 5%	lösungsgeglüht + kaltverf. 10-12%	lösungsgeglüht + kaltverf. = 15%
Wärmebehandlungen	a) 750°/20 h b) 800°/20h	a) 750°/20 h b) 800°/20 h	1150°/1 h

Die Ergebnisse für den Anlieferungszustand zeigen, daß der Stahl 12R72HV bei Standzeiten von 10^4 Std (extrapoliert) etwa die doppelte Zeitstandfestigkeit gegenüber den Stählen 4988 und 4981 besitzt, wobei der Stahl 4981 wegen seiner abknickenden Zeitstandkurve am ungünstigsten ist. In der Bruchdehnung dagegen liegt der Stahl 4981 mit etwa 17 % am günstigsten. Es folgen die Stähle 4988 mit etwa 6 % und 12R72HV mit etwa 2 %.

Die aufgeführten Wärmebehandlungen erbrachten folgende Ergebnisse: Die Zeitstandfestigkeit wird bei den Stählen 4988 und 4981 nur unwesentlich gegenüber dem Anlieferungszustand verringert, während die Bruchdehnung beim 4981 etwas und beim 4988 auf das Doppelte ansteigt. Der Stahl 12R72HV zeigt nach seiner Wärmebehandlung eine sehr stark verringerte Zeitstandfestigkeit und eine Erhöhung der Bruchdehnung mit zeitlich fallender Tendenz auf das Doppelte bei 3×10^3 Std.

2. Kriechbeulversuche

(H. Kaupä, IMF)

Die Kriechbeulversuche sind abgeschlossen. Eine ausführliche Übersicht erscheint demnächst in einem KFK-Bericht. Untersucht wurden glatte und berippte Rohre der Abmessungen 7 mm Durchmesser und 0,4 mm Wandstärke aus den Werkstoffen Hastelloy X, Incoloy 800 mit hohem und niedrigem Ti/Al-Legierungsanteil, Inconel 625 in lösungsgeglühter und ungeglühter Ausführung sowie Inconel 718.

Die wichtigsten Ergebnisse sind:

- 1) Das beste Kriechbeulverhalten weisen bei 700° C lösungsgeglühtes Inconel 625 und Incoloy 800 mit hohem Ti/Al-Legierungsgehalt auf.
- 2) Keine der untersuchten Legierungen kann bei einer Rohrwandtemperatur von 700° C bei dem Konzept der kriechfesten Hülle die in einem dampfgekühlten Schnellen Brutreaktor auftretenden Kühlmitteldrücke ertragen.
- 3) Bei Hastelloy X, lösungsgeglühtem Inconel 625 und Incoloy mit verschiedenen hohen Ti/Al-Legierungsanteilen ergeben sich gute Übereinstimmungen zwischen Experimenten und der Hoff'schen Theorie.
- 4) Bei Inconel 718 und thermisch unvorbehandeltem Inconel 625 ist hierbei keine Übereinstimmung festzustellen.
- 5) Die Hoff'sche Theorie ist geeignet, das Kriechbeulverhalten glatter Rohre rechnerisch vorherzubestimmen, wenn die Gewähr gegeben ist, daß der Rohrwerkstoff im Langzeiteinsatz thermodynamisch stabil bleibt.
- 6) Rippen als integraler Bestandteil der Rohrwand bewirken keine Veränderung, insbesondere Verbesserung, des Kriechbeulverhaltens.
- 7) Beim Kriechbeulen treten sowohl bei glatten als auch bei berippten Rohren ausschließlich zweiwellige Beulformen auf.

3. Schweißuntersuchungen

(W. Scheibe, IMF)

Der Werkstoff 12R72HV (Sandvik) wurde in folgendem Zustand geschweißt: Lösungsglühung 1150° C/30' + 15 % Kaltverformung + 800° C/23 h. Hier zeigte sich, daß gegenüber dem nur kaltverformten Zustand wesentlich höhere Dehnungen von 8 - 20 % erreicht werden, während Streckgrenze und Zugfestigkeit keine größeren Unterschiede aufweisen. Der Bruch tritt vorwiegend im Grundmaterial auf. Diejenigen Schweißparameter, die im nur kaltverformten Zustand die besten Schweißergebnisse lieferten, führten im ausgelagerten Zustand nicht zu optimalen Werten, d. h. zu jedem Zustand gehören bestimmte Schweißparameter.

Einschränkend muß zu diesem Zustand bemerkt werden, daß bei bestimmter Energieeinbringung und bestimmten Abkühlbedingungen Risse in der wärmebeeinflussten Zone und der Schweißnaht zu beobachten waren. In einigen wenigen Fällen sind die Bleche in der Schweißnaht bis zur Hälfte der Probe aufgerissen. Deshalb werden sich die Ergebnisse von Blechschweißun-

gen wegen der sehr unterschiedlichen Wärmeableitungsbedingungen nicht auf Rohrschweißungen übertragen lassen. Diese Ergebnisse sind in Übereinstimmung mit Angaben des Werkstoffherstellers, der eine Rißanfälligkeit nicht nur beim Elektronenstrahlschweißen beobachtet hat, sondern auch bei Schutzgasschweißungen, wobei hier ein Zusammenhang zwischen Korngröße und Rißanfälligkeit besteht.

1131.12 Bestrahlungsverhalten

1. Kurzzeitfestigkeit

(H. Böhm, G. Heß, W. Scheibe, IMF)

In vorangegangenen Versuchen hatte sich gezeigt, daß bei titanstabilisierten Stählen mit Borgehalten von 50 - 100 ppm die Rekristallisationstemperatur kaltverformter Proben merklich erhöht war.

Um den Einfluß des Borgehaltes auf die Rekristallisation und das Nachbestrahlungsverhalten zu untersuchen, wurde ein titanstabilisierter Stahl (4962) mit nur 3,5 ppm Bor im FR 2 bis zu einer Dosis von $3 \times 10^{20} n_{th} cm^{-2}$ bestrahlt und in Zerreißversuchen geprüft. Abb. 2 zeigt Streckgrenzen und Bruchdehnungen im lösungsgeglühten Zustand.

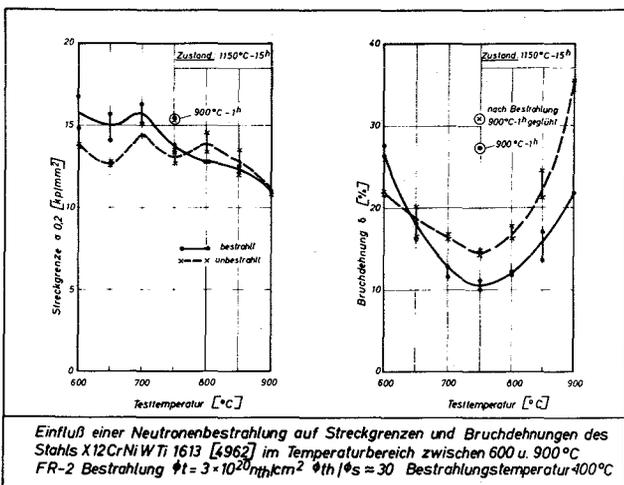


Abb. 2

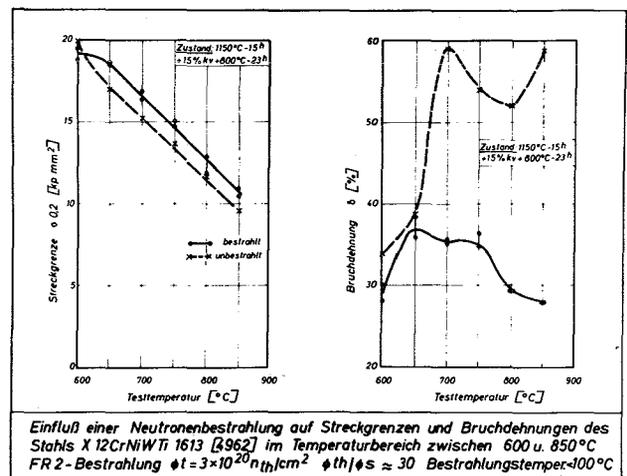


Abb. 3

Überraschend ist der Anstieg der Bruchdehnung oberhalb 750°C im bestrahlten Zustand bei fast temperaturunabhängiger, gleichbleibender Versprödung. Hierfür dürften der niedrige Borgehalt und Ausscheidungsvorgänge verantwortlich sein. Der Einfluß der Ausscheidungen wird durch eine Glühung $900^{\circ}/1\text{h}$ sichtbar. So vorbehandelte Proben wurden bei 750°C geprüft und zeigten deutliche Dehnungserhöhungen (Abb. 2). Abbildung 3 zeigt den Zustand $1150^{\circ}\text{C} - 15\text{h} + 15\%$ kaltverformt - 23 h. Gegenüber den Stählen mit höheren Borgehalten zeigen sich zwei Unterschiede. Durch die Glühung $800^{\circ} - 23\text{Stunden}$ ist bei diesem Stahl weitgehend Rekristallisation eingetreten (niedrige Streckgrenzen - hohe Dehnungen). Während die Bruchdehnungen beim höher borhaltigen Sandvik-Stahl 12R72HV oberhalb 700°C sehr stark abfallen, ist hier eine hohe Bruchdehnung bis 850°C festzustellen, was auf den niedrigen Borgehalt zurückzuführen sein dürfte.

2. Zeitstand- und Kriechverhalten

(H. Böhm, K.D. Cloß, W. Scheibe, C. Wassilew, IMF)

Im zweiten Vierteljahresbericht 1970 war über die in-pile Zeitstandfestigkeit von innendruckbeaufschlagten Rohren aus dem austenitischen Stahl X8CrNiMoVNb 1613 berichtet worden. Inzwischen liegen auch die Ergebnisse der Nachuntersuchungen vor.

Gegenüber den unbestrahlten Prüflingen wurde eine Reduktion der Bruchdehnung durch die Hochtemperaturversprödung etwa um den Faktor 3 gemessen. Während bei den out-of-pile Versuchen die tangentialen Dehnungen um 5,5 % lagen, zeigten die bestrahlten Prüflinge Bruchdehnungen über 1,6 %. Die beiden Prüflinge, die nach 4000 h außer Betrieb genommen wurden und noch nicht geborsten waren, wiesen eine tangentielle Dehnung von 1,8 % auf. Die hier gemessenen Dehnungen liegen somit deutlich über den Werten, die in früheren Versuchen an dem gleichen Werkstoff mit einer Kaltverformung von etwa 15 - 20 % gemessen wurden.

3. Metallphysikalische Grundlagenversuche

(K. Ehrlich, H. Böhm, C. Wassilew)

Es wurde der Einfluß von Neutronenbestrahlung auf die Kriecheigenschaften eines $^{16}\text{Cr}/^{13}\text{Ni}$ -Stahles (4988) in verschiedenen Ausgangszuständen, bei verschiedenen Bestrahlungstemperaturen und variierenden Neutronendosen (bis zu $1 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$, $E > 0.1 \text{ MeV}$) zusammenfassend dargestellt (1).

Bestrahlung bei Raumtemperatur führt zu einer Erhöhung der Zeitstandfestigkeit bei 650 und 750° C, während die minimale Kriechgeschwindigkeit sich um mehr als den Faktor 10 erniedrigt. Hochtemperaturbestrahlung verursacht keine wesentliche Änderung der Standzeit des im Anlieferungszustand und mit 50 %iger Kaltverformung beziehungsweise Kaltverformung + 1 h 850° C eingesetzten Materials. Demgegenüber weist das 10 % kaltverformte Material eine starke Reduktion der Standzeit auf, die minimale Kriechgeschwindigkeit ist jedoch kaum verändert.

Die elektronenmikroskopischen Untersuchungen zeigen, daß bei niedrigen Bestrahlungstemperaturen Versetzungsringe für erhöhte Standzeit und erniedrigte Kriechgeschwindigkeit verantwortlich sind. Bei Bestrahlungstemperaturen von 650 - 750° C wurden keine Defektcluster beobachtet, hingegen ist die verminderte Duktilität auf die Bildung von elektronenmikroskopisch beobachteten Heliumbläschen zurückzuführen.

1132 Entwicklung neuer Legierungen

1132.1 Vanadin-Legierungen

1132.12 Mechanische Eigenschaften

(H. Böhm, M. Schirra, IMF)

Im Rahmen der Weiterentwicklung der Vanadinbasis-Legierungen wurde in einem Versuchsprogramm der Einfluß von Silizium und Germanium auf das Zeitstandverhalten von V-3Ti- und V-3Ti-15Nb-Legierungen untersucht^{+)..}

^{+) H. Scholz, M. Schirra;}

"Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadin-Titan- und Vanadin-Titan-Nioblegierungen mit Zusätzen von Silizium und Germanium".
KFK-Ber. 1193 (Mai 1970)

Die Prüftemperatur für die V-3Ti-Legierungen mit 1 % Silizium und 1 - 4 % Germanium betrug 850° C. Die 1000 Std.-Zeitstandfestigkeit von V-3Ti liegt bei dieser Temperatur bei $\approx 6 \text{ kp/mm}^2$. Die Zugabe von Germanium in dem Konzentrationsbereich 1 - 4 % bringt keine Verbesserung der Zeitstandfestigkeit. Erst durch Zulegieren von 1 % Silizium ist bei V-3Ti eine deutliche Erhöhung der Zeitstandfestigkeit zu beobachten. Der Wert für $\sigma_B/1000 \text{ Std}$ liegt bei $\approx 9 \text{ kp/mm}^2$ und bei $\approx 4,5 \text{ kp/mm}^2$ für 10^4 Std .

Eine weitere Erhöhung der Zeitstandfestigkeit ergibt sich durch die Zugabe des mischkristallhärtenden Elementes Niob. So betragen die Werte für 10 000 Std Standzeit bei V-3Ti-5Nb-1Si 6 kp/mm^2 und für V-3Ti-15Nb-1Si $7-11 \text{ kp/mm}^2$. Diese Streubreite ergab sich durch die Untersuchung vier verschiedener Chargen dieser Legierung, deren Anteil an interstitiell gelösten Elementen (O-N-H) sehr unterschiedlich war. Den stärksten Einfluß übt dabei der Sauerstoffgehalt aus, der bei den vier Chargen zwischen 800 und 2200 ppm lag. Die Legierung V-3Ti-15Nb-1Si wurde im Temperaturbereich von $650 - 850^{\circ}$ C untersucht. Dabei konnte festgestellt werden, daß in dem Temperaturbereich eine Änderung des Kriechmechanismus eintritt. Oberhalb 750° C sind Diffusionsvorgänge vorherrschend, und unterhalb sind Versetzungsbewegungen geschwindigkeitsbestimmend. Allen untersuchten Legierungen gemeinsam sind hohe Bruchdehnungswerte, die mit zunehmender Standzeit größer werden und bei $750 - 850^{\circ}$ C Prüftemperatur oberhalb 50 % liegen. Das Bruchverhalten ist eindeutig transkristallin, wobei es in der Bruchzone infolge starker Deformation zu teilweiser Rekristallisation und Subkornbildung kommt.

Veröffentlichungen zu 113 "Materialuntersuchung und -entwicklung"

(1) K. Ehrlich, H. Böhm, C. Wassilew

"Influence of Neutron Irradiation on the Creep-Rupture Properties of a 16Cr/13Ni-steel".

ASTM STP 484

114 Korrosionsversuche und Kühlmittelanalysen1141. Natrium-Kühlung1141.1 Korrosionsversuche1141.11 Korrosionsverhalten von austenitischen Stählen

H.U. Borgstedt, IMF; G. Frees, G. Drechsler, IRB)

Im Kreislauf "Cerberus" wurden austenitische Stähle verschiedener Zusammensetzung (s. Tabelle) gleichzeitig auf ihre Natriumkompatibilität untersucht. Die Expositionszeit betrug rund 4000 Stunden bei 600° C. Die Wirkung einer Variation des Sauerstoffgehalts im Natrium zwischen 5 und 0,2 Gew.-ppm auf die Abtragung an den verschiedenen Wirkstoffen geht aus Abb. 1 hervor. Bei bester Kaltfallenreinheit des Natriums (0,2 Gew.-ppm Sauerstoff) kommt der Abtrag unter den Bedingungen im Kreislauf praktisch zum Stillstand. Die Korrosionsraten, die aus den Abtragungsmessungen bei Sauerstoffgehalten von 5 ppm berechnet wurden, lassen sich zur Zusammensetzung der Werkstoffe in Beziehung setzen (s. Abb. 2). Der Werkstoff Nr. 4981 erlitt die geringste Abtragung.

Tabelle 1:

Zusammensetzung der im Natriumkreislauf exponierten austenitischen Stähle.

<u>Mn</u>	<u>Cr</u>	<u>Ni</u>	<u>Mo</u>	<u>Nb</u>	<u>Ti</u>	<u>Al</u>	<u>Sonstige</u>	<u>Werkstoff-Nr.</u>
1,45	17,2	9,7	0,4	-	-	-		4301
1,3	16,7	13,2	1,4	0,2	-	-	0,8 V	4988
0,1	17,0	17,1	2,0	0,2	-	-		4981
0,7	19,9	24,7	0,1	-	-	-		-
	17,5	13,0	2,2	-	-	-		4919 (AISI 316)

Die metallographische Auswertung des Versuchs hat ergeben, daß die Stähle Werkstoff-Nr. 4988 und 4981 stärker zu einer oberflächlichen Korngrenzenreaktion neigen als der Stahl Werkstoff-Nr. 4919 (entspr. AISI 316).

In (1,2) ist über die Ergebnisse ausführlich berichtet.

Chemische Analysen der Randschichten ergaben, daß Veränderungen der Zusammensetzung infolge selektiver Lösung von Legierungsbestandteilen nur bis etwa 10 μm Tiefe nachweisbar sind. Am deutlichsten ließ sich die Herauslösung des Chroms verfolgen, schwächer die des Nickels, Eisen ist entsprechend in der Oberflächenzone angereichert.

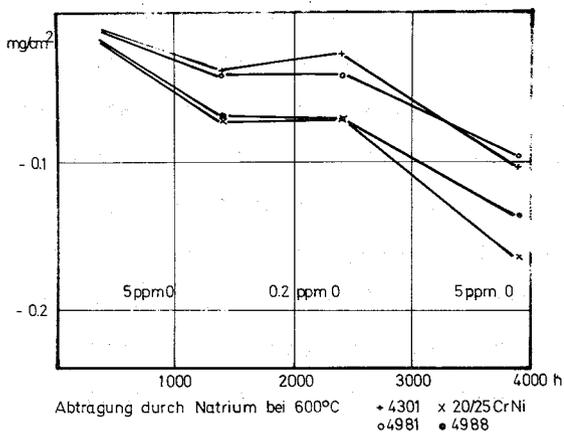


Abb. 1

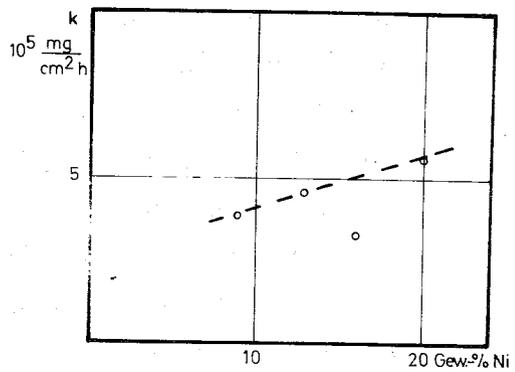
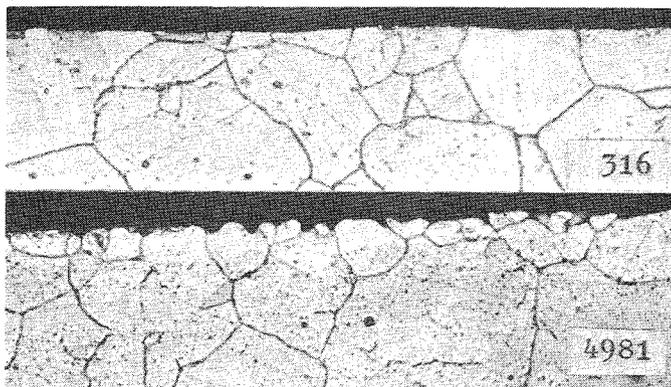


Abb. 2



500x

Abb. 3

Veröffentlichungen zu 1141.1:

- (1) H.U. Borgstedt, G. Frees und G. Drechsler
 "Korrosionsreaktionen sauerstoffempfindlicher Metalle in flüssigem Natrium mit Oxidgehalten. I. Reaktionen von Zirkonium und Zircaloy-2." *Werkstoffe und Korrosion* 21 (1970) 568-73
- (2) A.J. Bogers, E.G. Chirer u. H.U. Borgstedt
 "Analysis of Sodium Corrosion Effects in Stainless Steel Candidate Materials for Fuel Element Cladding."
 International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements,
 Karlsruhe, 28. - 30. September 1970

1141.4 Verschleißuntersuchungen in Natrium

(E. Wild, IRB)

Zur Abstützung eines Teiles der in (1) zusammengefaßten Ergebnisse wurden in der Zeit bis 15. 7. weitere Parameterversuche unter Variation von Belastung und Gleitweg durchgeführt.

Der neue Natrium-Verschleiß-Prüfstand "NV II" wurde fertiggestellt (Abb. 4). Er ist als 8er-Schleife mit Zwischenwärmetauscher ausgebildet und besitzt vier parallel durchströmte Teststrecken. Seine weiteren Komponenten sind:

1. Sumpftank	130 l
2. Flache-Lineare-Induktionspumpe	3m ³ /h; 45 m FS
3. Elektr. Erhitzer	30 kW
4. Luftkühler	30 kW
5. Ausdehnungsbehälter	70 l
6. Kaltfalle	31 l
7. Pluggingmeter (Ventil)	

Alle Na-führenden Rohrleitungen sind in NW 25, diejenigen für Argon-Schutzgas in NW 20 ausgelegt. Als Werkstoff für alle Teile wurde der austenitische Stahl 4571 verwendet.

Die Vorheizung der Anlage erfolgt mittels Heizkabel. Alle Rohrmanteltemperaturen werden durch außen aufgebrachte Thermoelemente erfaßt und über Meßstellenumschalter angezeigt.

Zur Überwachung und Regelung des Versuchsablaufes sind in allen Komponenten ummantelte Thermolemente eingebaut, die in das Flüssigmetall eintauchen. Die so ermittelten Meßgrößen werden zum Teil ausgedruckt oder an verschiedene Regelsysteme übertragen.

Bei Über- oder Unterschreitung vorgegebener Grenzwerte (Durchfluß, Temperaturen, Gasdruck) werden optische und akustische Alarmsysteme eingeschaltet. In besonderen Fällen erfolgen Teilabschaltungen oder Natrium-Schnellablaß.

Für die Durchführung der eigentlichen Verschleißuntersuchung wurden verschiedene Mechanismen entwickelt, die als komplette, eigenständige Einheiten in die vier Testbehälter eingehängt und verflanscht werden. Sie ermöglichen oszillierende und rotierende Relativbewegungen zwischen aufeinander gleitenden Werkstoffprobekörpern. Gleitgeschwindigkeit und Flächenpressung können dabei variiert und die Anzahl der Bewegungen registriert werden. Der Antrieb für jede Einheit erfolgt von einem über der Teststrecke montierten Getriebemotor. Die vertikal angeordnete Welle wird durch Simmeringe von der Na-Inertgas-Atmosphäre abgedichtet. Die Probenhalterung befindet sich ca. 100 mm unter dem Na-Pegel.

Das Auswechseln der verschiedenen Versuchseinsätze erfolgt in einer Schutzgasschleuse, die bei Temperaturen $< 100^{\circ}$ C durch einen Perbunan-O-Ring gegen den Teststreckenflansch abgedichtet wird.

Zur Zeit läuft die Erprobung der Versuchsstrecken unter reiner Argonfüllung, die Referenzversuche bei Trockenreibung darstellen. Nach Abschluß dieser Arbeiten wird die Anlage mit Natrium gefüllt werden.

Veröffentlichungen zu 1141.4:

E. Wild, K. Mack, H. Hoffmann:

Experimentelle Untersuchung des Verschleißverhaltens von Stählen und Legierungen in flüssigem Natrium

KFK-Ber. 1251, Juli 1970

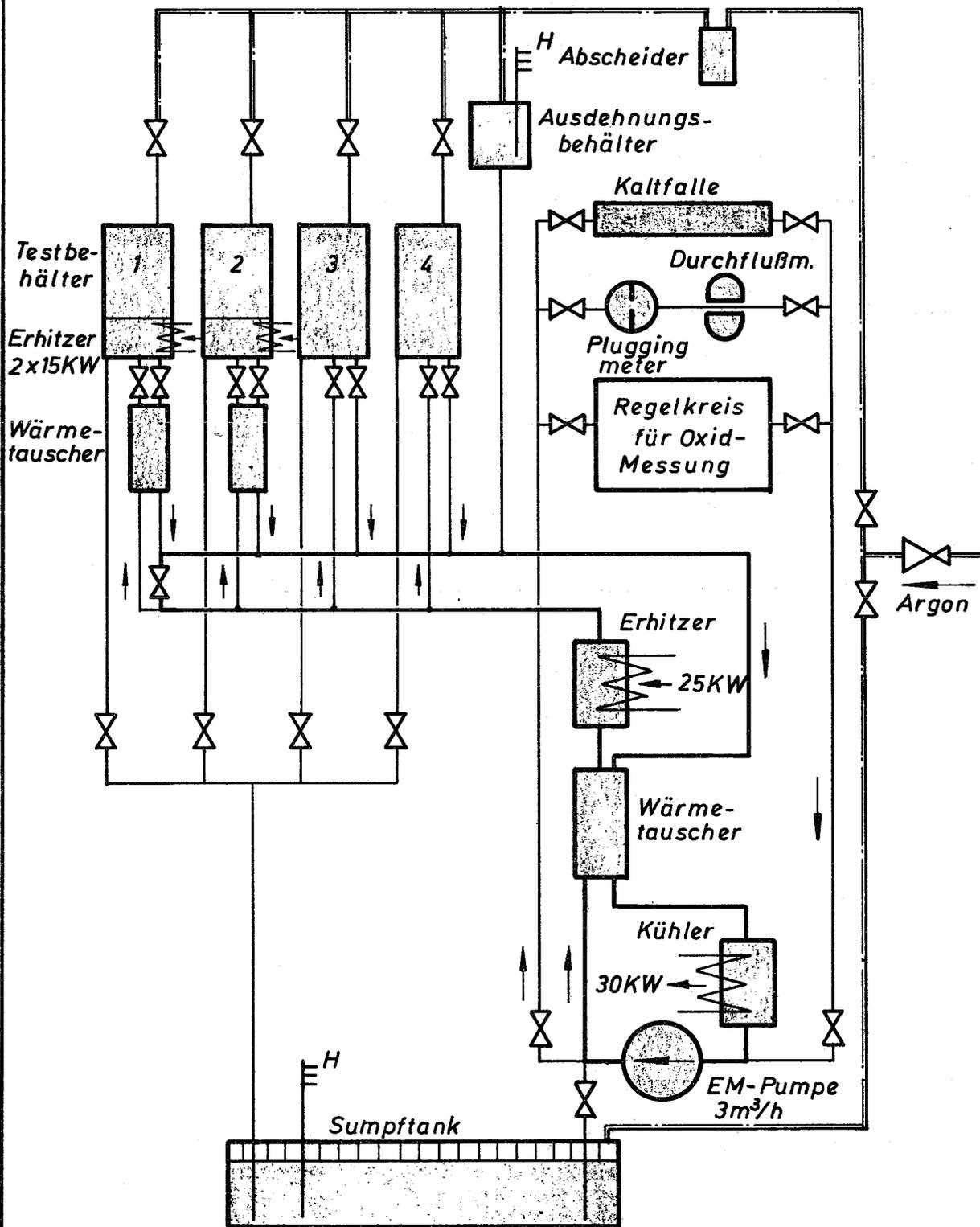


Abb. 4 Na-Verschleiß-Prüfstand NV II

1142. Gaskühlung1142.1 Korrosionsverhalten in Dampf unter isothermen BedingungenNickellegierungen und austenitische Stähle

(S. Leistikow, IMF)

Für die Heißdampf-Materialien Werkstoff-Nr. 4301, Nr. 4961, Incoloy 800, Inconel 600, Hastelloy X, Inconel 718 und Inconel 625 wurden die isothermen Heißdampfuntersuchungen in semidynamischen Laborkreisläufen bei 620° C, 1 atm, 2-4 cm/sec, 6 + 2 ppm O₂ nach 5000 Versuchsstunden, die isothermen Heißdampf-Korrosionsuntersuchungen in Autoklaven bei 600° C, 70 atm nach 1000 Versuchsstunden zum Abschluß gebracht.

Die im wesentlichen unter Variation des Oberflächen- resp. Gefügestandes erarbeiteten quantitativen Ergebnisse sind in den Abb. 5 und 6 wiedergegeben. Unter Bestätigung der bekannten Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit mit zunehmendem Nickel- (resp. Molybdän- und Niob-) Gehalt der Legierungen zeigen die Ergebnisse für die austenitischen CrNi-Stähle und Inconel 600 qualitativ, daß

- eine durch Glühen und Beizen chromverarmte Metalloberfläche sowie ein rekristallisiertes, grobkörniges Gefüge das Ausmaß der Heißdampf-Korrosion steigern,
- ein feinkörniges sowie ein kaltverformtes Gefüge die Korrosion stark herabsetzen.

Für die übrigen Nickelbasislegierungen wurde

- eine gleichartige Erhöhung der Korrosion von chromverarmten Oberflächen festgestellt, jedoch
- besteht in diesem Temperaturbereich keine meßbare Abhängigkeit von dem Rekristallisationszustand, während
- die schmirgelnde Kaltverformung im Gegensatz zu den enormen Gewinnen der CrNi-Stähle einen leichten Verlust an Korrosionsbeständigkeit zur Folge hat

Für das Ausmaß der Heißdampf-Korrosion ist also außer der Legierungszusammensetzung der Oberflächen- und Gefügestand des Materials von größter Bedeutung. Darüber wird im KFK-Bericht 1301 ausführlich berichtet werden (1).

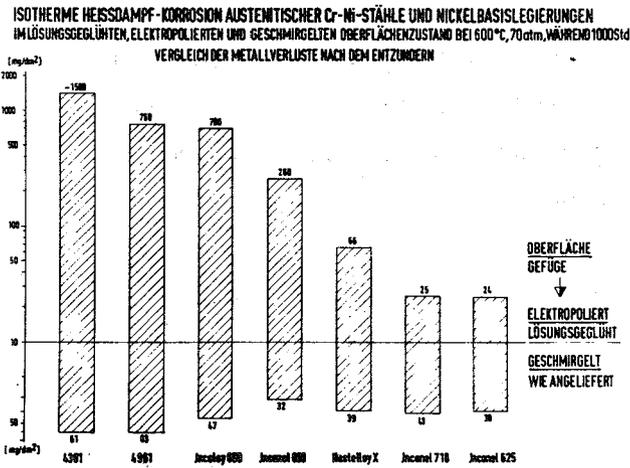


Abb. 5

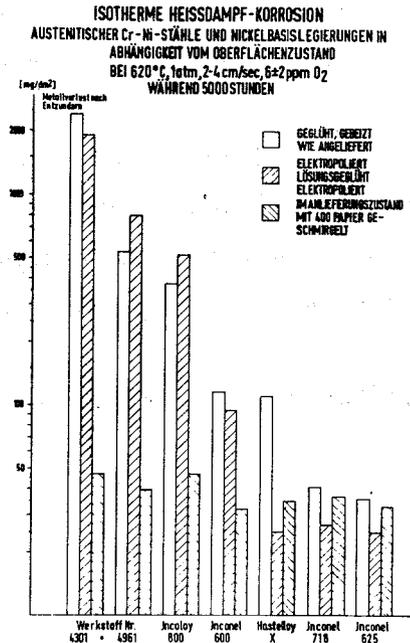


Abb. 6

Veröffentlichungen zu 1142.1:

S. Leistikow, H. v. Berg, E. Pott:

Langzeitige Korrosionsuntersuchungen von austenitischen Cr-Ni-Stählen und Ni-Basis-Legierungen in Heißdampf (620° C, 1 at) unter besonderer Berücksichtigung des Verhaltens kaltverformter Materialoberflächen

KFK.-Ber. 1301 (Nov. 1970)

1142.2 HKW-Kreislauf

(F. Erbacher, K. Marten, J. Vasarhelyi, IRB)

Der HKW-Kreislauf im IRB ist ein großtechnischer Prüfstand zur Untersuchung der Heißdampf-Korrosion unter Wärmeübergang. Die Korrosionsuntersuchungen werden gemeinsam mit dem IMF durchgeführt.

Die komplette Dampferzeugungsanlage, d. h. Dampfkessel, Speisewasservorwärmer, Speisewasserpumpen, Dampfumformstationen und Kondensationsanlage sowie die Kondensataufbereitungsanlage und die erweiterte Vollentsalzungsanlage wurden in Betrieb genommen.

Die Montage der isothermen Teststrecken und der Filtergehäuse wurde beendet.

115. Arbeiten zum Brennstoffzyklus

Beiträge über dieses Teilprojekt werden im nächsten Vierteljahresbericht erscheinen.

121 Physikalische Experimente1213. SNEAK

(F. Plum, E.A. Fischer, W. Bickel, G. Wittek, IAR)

Die Auswertung der Ergebnisse der Anordnung SNEAK-6B wurde bis auf die Spektralindices- und Bucklingsmessungen abgeschlossen. Die SNEAK-6D-Veruche sind ebenfalls abgeschlossen und werden noch ausgewertet.

1. Zur Anordnung SNEAK-6B

Die mit dem Pileoszillator durchgeführten Materialwertmessungen wurden mit den Messungen in SNEAK-6A sowie mit entsprechenden Rechnungen verglichen. Bei den Rechnungen wurde der "MOXTOT"-Satz verwandt. Die Ergebnisse sind in folgender Tabelle 1 wiedergegeben und stellen eine Verbesserung der im zweiten Vierteljahresbericht veröffentlichten Materialwerte dar.

Tabelle 1:

Probe	Gewicht der Probe (g)	Experiment $\mu \text{ g/g}$ (6B)	Verhältnis 6B / 6A	Rechnung/Exper.		Berechnetes Verhältnis 6B / 6A
				nach Reac	nach Störungsth.	
U 235	3,3	466 \pm 10	0,91	1,08	1,13	0,855
U 238	62	-28,3 \pm 0,4	0,855	1,05	1,24	0,855
Pu 239	4	645 \pm 8	0,87	0,97	1,01	0,855
Pu 240	3	155 \pm 15	1,45	0,58	0,58	0,855
B ₄ C	6	-1480 \pm 7	0,86	0,95	1,09	0,855
Na	30	-27,1 \pm 2	0,865	--	1,13	0,855
Kassettenfüllung	625	52,0 \pm 0,1	0,89	--	--	0,855

Die Kassettenfüllung besteht aus 3 KP (Kleinplättchen) PuO₂/UO₂, 3 KP Natrium, 1 KP U_{nat}, 1 KP Fe₂O₃, 2 KP SS40%.

Die Meßergebnisse in der Tabelle 1 sind auf das jeweils angegebene Isotop (bzw. Material) bezogen. Die Verhältnisse 6B/6A schwanken nur um einige Prozent um einen Mittelwert, der etwa 0.87 beträgt. (Er liegt nicht in der Nähe von eins, da die Normierungsintegrale und β_{eff} in den Anordnungen 6A und 6B verschieden sind.) Dies deutet darauf hin, daß Fluß- und Adjungiertenspektrum im Zentrum nur wenig von dem in SNEAK-6A vorhandenen MASURCA-Puffer beeinflusst werden. Es fällt auf, daß der Wert für Natrium, der vom dem MASURCA-Puffer sicherlich besonders empfindlich abhängt, praktisch beim Mittelwert liegt. Eine Ausnahme bildet Pu240, bei dem vermutlich in 6A ein Meßfehler unterlaufen war. Auch U235 weicht etwas stärker vom Mittelwert ab. Der Grund ist nicht bekannt.

Die Berechnung des Verhältnisses 6B/6A wurde nach der Störungstheorie mit dem MOXTOT-Satz ausgeführt. Als Ergebnis wurde - von vernachlässigbar kleinen Abweichungen abgesehen - durchweg 0.855 gefunden. Die Rechnungen mit dem "Reac"-Programm von Oosterkamp /1/, das die Heterogenität von Probe und Umgebung berücksichtigt, wurden deshalb für 6B nicht mehr durchgeführt; vielmehr wurde das für 6A berechnete Verhältnis Reac/Störungsrechnung übernommen.

Um den Einfluß der Umgebung auf den Wert von Natrium zu untersuchen, wurde in einer "gebündelten" Zelle der Wert einmal in der Umgebung von Brennstoff, zum anderen in der Umgebung von Strukturmaterial gemessen. Es ergab sich $-20.3\mu\text{g/g}$ im Strukturmaterial. Im Brennstoff lag der Wert bei $-27.3\mu\text{g/g}$, also deutlich absolut größer, was durch den stärkeren Anstieg der Adjungierten im MeV-Bereich zu erklären ist. Die "Reac"-Rechnung ergab in beiden Fällen etwa $-30\mu\text{g/g}$, konnte also den Unterschied nicht wiedergeben.

Auch die Na-void Rechnungen kamen für die Anordnung 6B zum Abschluß, sodaß nun Rechnung und Experiment gegenübergestellt werden können. Es wurden vier Elemente im Zentrum der Anordnung gleichzeitig geleert. Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 enthalten.

Tabelle 2

Geleerte Zone in den 4 Elementen	Rechnung	Experiment	Rechnung/Experiment
3 Zellen	+1.98¢	+2.0¢	0.99
7 Zellen	+3.75¢	+3.9¢	0.96
9 Zellen	+3.96¢	+4.3¢	0.92
ganze Höhe	+1.88¢	+2.65¢	0.71

1 Zelle = 6.1 cm, für die rechnerischen Ergebnisse wurde $\beta_{\text{eff}} = 0.00485$ verwandt.

Die entsprechenden Ergebnisse für die Anordnung 6A wurden bereits im 2. Vierteljahresbericht veröffentlicht. Für beide Anordnungen, 6A und 6B, gilt in gleicher Weise, daß die Güte der Rechnung mit der Höhe der geleerten Zone abnimmt. Dies liegt vermutlich daran, daß die Störungsrechnung, welche die Ergebnisse der Diffusionstheorie verwendet, in der Nähe des axialen Blankets nicht mehr genügend genaue Resultate liefert. Bei der Anordnung 6A wurde eine eindimensionale Störungsrechnung verwandt, während den Na-void Rechnungen der Anordnung 6B eine zweidimensionale Störungsrechnung zugrunde liegt. In beiden Anordnungen wurden die Rechnungen mit heterogenitätskorrigierten Querschnitten durchgeführt. Beim Vergleich der experimentellen Ergebnisse der beiden Anordnungen 6A und 6B sieht man, daß wiederum die Verhältnisse 6B/6A alle nahe am Mittelwert von 0.86 liegen, was zeigt, daß auch bei Na-void-Messungen der Einfluß des MASURCA-Puffers vernachlässigbar gering ist.

2. Zur Anordnung SNEAK-6D

Die Anordnung SNEAK-6D wurde am 17. Juli erstmals kritisch. Die Experimente wurden Ende September abgeschlossen. Die rechnerische Auswertung liegt etwa zur Hälfte vor. Ein Querschnitt durch die erste realisierte, kritische Anordnung ist in Abbildung 1 gegeben. Einen Längsschnitt zusammen mit den kritischen Abmessungen zeigt Abbildung 2. Abbildung 1 gibt auch Aufschluß über die Anzahl der Brennelemente und Kontrollstäbe in den verschiedenen Zonen. Tabelle 3 schließlich gibt die Atomzahldichten, die zur Nachrechnung der Kritikalität sowie zur Ermittlung der Raten verwandt wurden.

Die Kritikalitätsrechnungen für die Anordnung 6D wurden, wie üblich, mit den Querschnitten MOXTOT und NAP durchgeführt. In beiden Fällen wurde eine zweidimensionale 26-Gruppen Diffusionsrechnung in (r,z)-Geometrie als Ausgangsbasis bei der Ermittlung von k_{eff} gewählt. Die weiterhin angebrachten Korrekturen sowie die endgültigen k_{eff} -Werte gehen aus Tabelle 4 hervor.

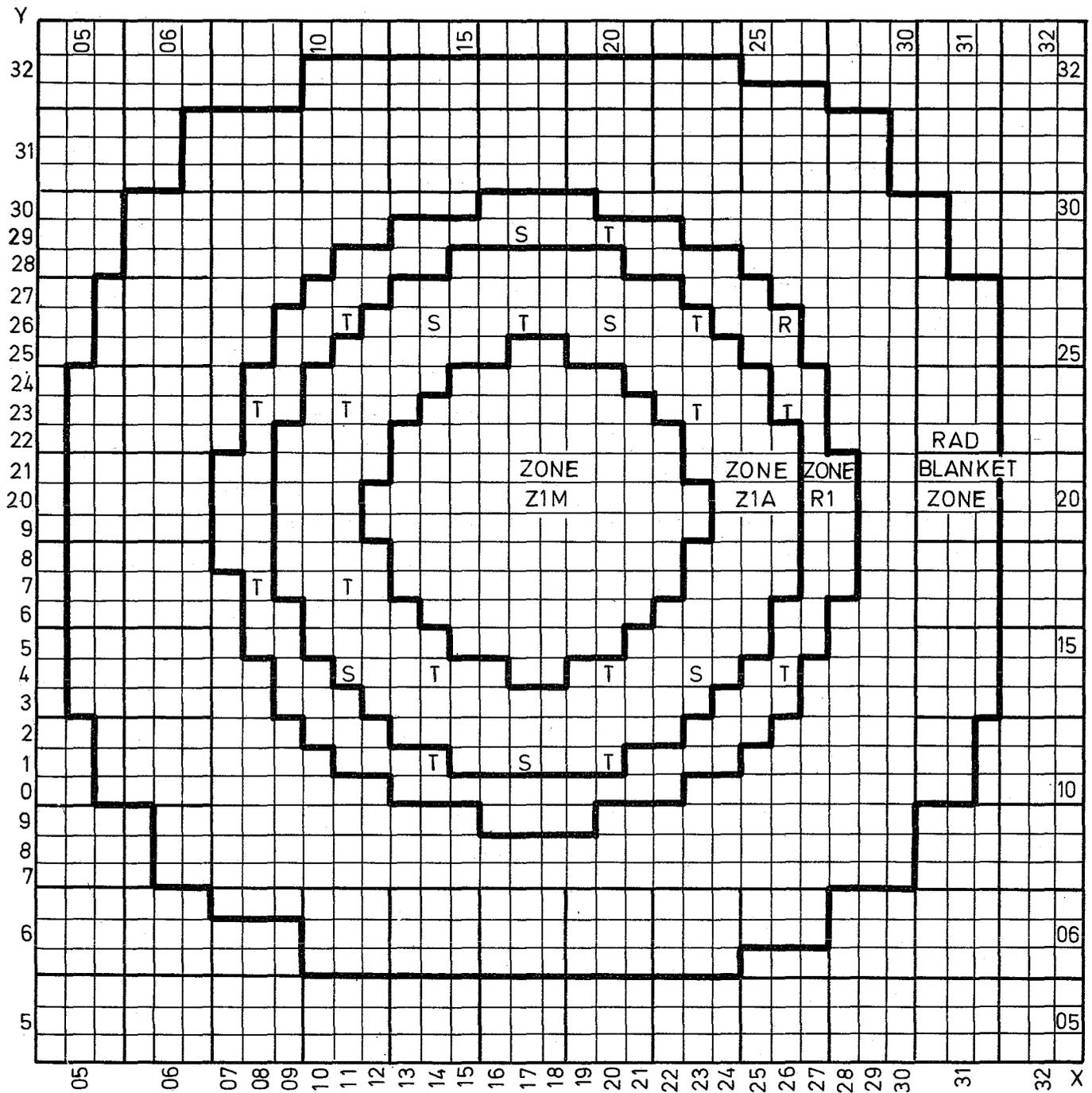


Abb.:1 SNEAK-6D Realisierte kritische Anordnung "Clean Critical"
Querschnitt

ZONE Z1M:

[96 Brennelemente]

ZONE Z1A:

[147 Brennelemente, 8 T-Stäbe, 5 S-Stäbe]

ZONE R1:

[104 Brennelemente, 7 T-Stäbe, 1 S-Stab, 1 Regelstab]

Rad. Blanket ZONE:

[217 Elemente mit Rohrtyp "C", 35 Elemente mit Rohrtyp "B"]

Abb.: 2 SNEAK-6D Realisierte kritische Anordnung "Clean Critical"
Längsschnitt

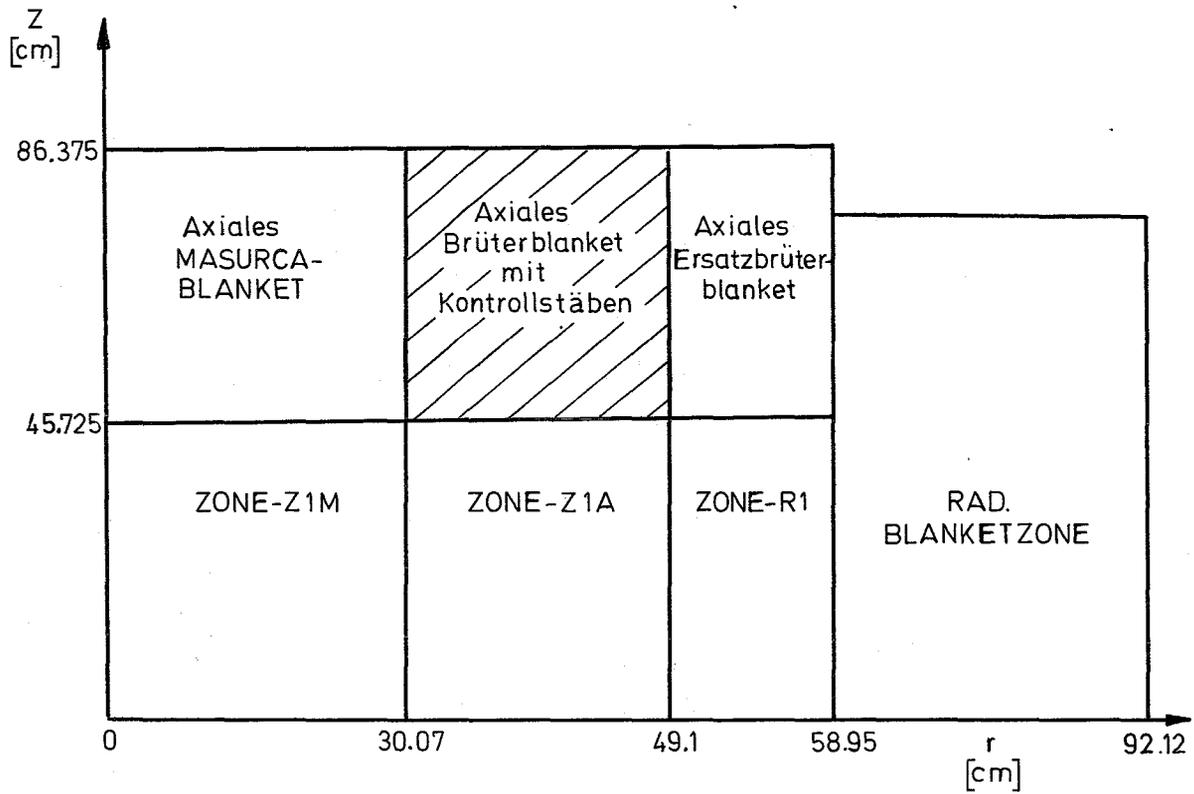


Tabelle 3

Atomzahldichten $\times 10^{-24}$, die zur Nachrechnung des "Clean Critical" verwandt wurden. +)

Teil I:

Element bzw. Nuklid	Zone-ZIM für k_{eff} und Raten	Zone-ZIA		Zone-R1	
		für k_{eff}	für Raten	für k_{eff}	für Raten
Al	--	4.9585-4	3.6933-6	8.4578-3	8.5301-3
C	--	2.0976-4	4.9208-5	6.1682-3	6.5227-3
Cr	3.4421-3	3.2289-3	3.2283-3	3.6293-3	3.6953-3
Fe	1.2550-2	1.1830-2	1.1908-2	1.2171-2	1.2386-2
H	--	1.1829-6	--	1.1537-6	--
Mg	--	5.2727-6	1.6383-6	6.6293-5	--
Na	8.8568-3	8.1066-3	8.4797-3	2.8635-3	2.7703-3
Ni	1.7644-3	2.2252-3	2.2762-3	1.8957-3	1.9210-3
O	1.1599-2	1.1796-2	1.1995-2	5.2213-3	4.8412-3
Pu 239	1.2104-3	1.1118-3	1.2107-3	--	--
Pu 240	1.1163-4	9.9875-5	1.0876-4	--	--
Pu 241	1.0588-5	9.0765-6	9.8839-6	--	--
Pu 242	1.3180-6	4.5617-7	4.9675-7	--	--
Si	4.5325-5	1.5289-4	1.5271-4	2.0091-4	2.0510-4
Ti	--	1.2332-5	9.2277-6	4.0261-5	4.0300-5
U 235	1.6035-5	1.9602-4	4.6372-5	1.8789-3	1.8774-3
U 238	5.9296-3	6.8440-3	6.7860-3	6.5990-3	6.5159-3

+) Beispielsweise heißt 4.9585-4: Die Dichte beträgt $4,9585 \cdot 10^{24-4}$ Atome/cm³.

Atomzahldichten $\times 10^{-24}$, die zur Nachrechnung des "Clean Critical" verwandt wurden.

Teil II:

Element bzw. Nuklid	Axiales MASURCA- blanket für k_{eff} und Raten	Axiales Brüterblan- ket mit Kontrollstä- ben für k_{eff}	Axiales Ersatz- brüterblanket für k_{eff}	Rad. Blanket
Al	--	3.3338-3	1.1983-2	3.0523-3
C	1.3560-5	4.6274-5	4.3201-5	5.5316-6
Cr	2.6194-3	2.6636-3	3.0584-3	4.8788-4
Fe	9.2575-3	8.9830-3	1.0191-2	1.6132-3
H	--	5.7211-6	5.7221-6	--
Mg	--	3.3098-5	1.2434-4	2.2204-5
Na	8.8568-3	6.1963-3	--	--
Ni	1.2729-3	1.4252-3	1.4466-3	6.4568-4
O	1.7055-2	1.3698-2	1.3079-2	--
Pu 239	--	--	--	--
Pu 240	--	--	--	--
Pu 241	--	--	--	--
Pu 242	--	--	--	--
Si	4.5330-5	1.4829-4	2.3259-4	2.5295-5
Ti	--	2.7149-6	2.3240-5	3.4640-7
U 235	3.6499-5	4.9864-5	5.4978-5	1.6245-4
U 238	8.4912-3	6.8744-3	8.4617-3	3.9940-2

Tabelle 4

	MOXTOT	NAP
k_{eff} (Homogen, 2D)	0.9888	0.9718
Korrektur für Anisotropie an Grenzflächen (S_g)	+0.0046	+0.0046 (+)
Heterogenitätskorrektur	+0.0091	+0.0098
Zylinderkorrektur	-0.0029	-0.0029 (+)
"REMO"-Korrektur	+0.0037	+0.0085
k_{eff} (korrigiert)	<u>1.0033</u> *****	<u>0.9918</u> *****

(+) Die Korrektur für Anisotropie und die Zylinderkorrektur wurden als vom Querschnittssatz nahezu unabhängig übernommen.

Bis auf die Zylinderkorrektur wurden alle Korrekturen aus eindimensionalen Rechnungen ermittelt. Die dabei verwandten Bucklings waren gruppen- und zonenabhängig. Die Rechengenauigkeit betrug in allen Fällen $1 \cdot 10^{-4}$, sofern auf Kritikalität hin iteriert wurde. Fehler der gleichen Größenordnung gehen auch durch die Vorgabe der Intervallgröße von etwa 1.5 cm sowie durch die Wahl von zonengemittelten Bucklings in den endgültigen k_{eff} -Wert ein, so daß man obigen Ergebnissen am besten eine Genauigkeit von $1 \cdot 10^{-3}$ zuschreibt.

Die Anordnung 6D unterscheidet sich von der Anordnung 6A im wesentlichen dadurch, daß SNEAK- und MASURCA-Plutonium in den beiden inneren Reaktor-zonen vertauscht wurden. Ferner wurde in 6D die MASURCA Plutoniumzone über die ganze Corehöhe ausgedehnt, sodaß schließlich das in Abbildung 2 gezeigte Core entstand. Bei der annähernd gleichen atomaren Zusammensetzung von SNEAK- und MASURCA-Plutonium sollte man deshalb auch ungefähr dieselben Na-void Werte erhalten wie in 6A. Ein Blick auf Tabelle 5 Teil a) sowie auf Abbildung 3 zeigt jedoch, daß dies keineswegs der Fall ist. Zwar unterscheiden sich die zentralen Na-void Effekte für alle drei Anordnungen nur unwesentlich, doch weicht der Effekt in 6D mit zunehmender Höhe der geleerten Zone immer stärker von dem in 6B bzw. 6A gemessenen Effekt ab. Leert man die vier zentralen Elemente in 6D in ihrer gesamten Höhe, so resultiert sogar ein negativer Reaktivitätseffekt von -1.18%.

Tabelle 5

SNEAK-6D - Gemessene und gerechnete Na-void-Werte

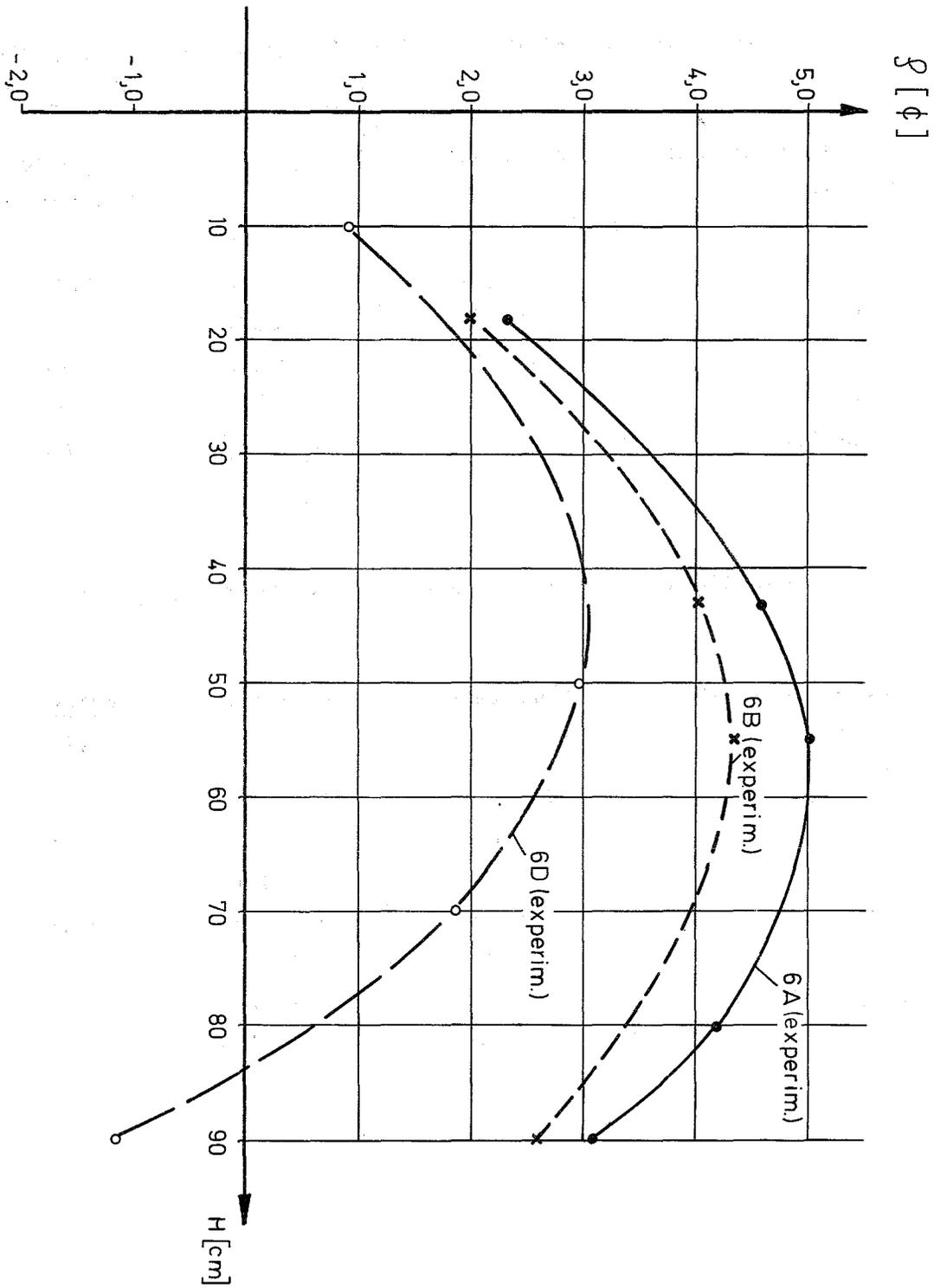
a) 4 zentrale Elemente werden gleichzeitig geleert, $\beta_{\text{eff}} = 0.00397$

bis auf eine Höhe H [cm]	Experiment	Rechnung	<u>Rechnung</u> Experiment
10	+0.94¢	+1.02¢	1.09
20	--	+1.93¢	--
50	+2.97¢	+2.95¢	0.99
70	+1.84¢	+1.64¢	0.89
ganze Höhe	-1.18¢	-1.24¢	1.05

b) 16 zentrale Elemente werden gleichzeitig geleert, $\beta_{\text{eff}} = 0.00397$

bis auf eine Höhe H [cm]	Experiment	Rechnung	<u>Rechnung</u> Experiment
10	+3.41¢	+3.78¢	1.11
20	--	+7.11¢	--
50	+12.03¢	+10.61¢	0.88
70	+7.05¢	+5.22¢	0.74
ganze Höhe	--	-6.10¢	--

Abb.:3 Vergleich von experimentellen Reaktivitätsänderungen ρ durch Herausnahme von Na bis zur Höhe H in vier zentralen Elementen gleichzeitig für die Anordnungen :
SNEAK-6A/6B/6D



Geht man einmal davon aus, daß diese unterschiedlichen Ergebnisse der Anordnungen 6B und 6D beim Leeren bis auf die Gesamthöhe nicht von den geringfügig verschiedenen Materialzusammensetzungen verursacht wird, so bleibt nur zu vermuten, daß der Unterschied von der unterschiedlichen Geometrie des SNEAK- und MASURCA-Materials herrührt.

An Hand von Rechenergebnissen soll diese Vermutung untermauert werden. Für die Rechnung, die - wie man aus den Tabellen ersieht - relativ gute Übereinstimmung mit den Experimenten zeigt, wurde bei der Anordnung 6B die Plättchenstruktur der Elemente berücksichtigt, während bei der Anordnung 6D die Stäbchenstruktur der Elemente durch eine zylinderförmige Einheitszelle, bestehend aus zwei konzentrischen Zonen mit dem Brennstoff in der Mitte, angenähert repräsentiert wurde. Die Geometrie bzw. die Struktur der Elemente geht über die heterogenitätskorrigierten Querschnitte in die Rechnung ein. Tabelle 6 zeigt die gerechneten Na-void-Effekte für die Anordnungen 6B und 6D für den Fall, daß die vier zentralen Elemente über die gesamte Corehöhe von Natrium entleert werden, aufgeschlüsselt in die üblichen Komponenten.

Tabelle 6

Anordnung	$\Delta k/k$ in ‰ für volle Höhe	Anteil durch Absorption in ‰	Anteil durch Diffusion in ‰	Anteil durch Spaltungen in ‰	Anteil durch Degr. in ‰
6B	+1.9 ⁺	+3.7	-5.7	-2.2	+6.1
6D	-1.2 ⁺	+5.2	-8.1	-4.7	+6.4

+ aufgerundete Werte

Man ersieht aus der Tabelle 6, daß der Übergang von 6B zu 6D offenbar mit einer starken Zunahme des geometrischen Selbstabschirmungseffekts verbunden ist, denn der Spaltterm vergrößert sich um 114% und der Absorptionsterm um 41%. Auch die Diffusion ist in der Anordnung 6D wesentlich größer (42%) als in 6B.

Tabelle 5, Teil b) zeigt ferner die gemessenen und gerechneten Reaktivitätseffekte, wenn 16 zentrale Elemente gleichzeitig bis auf verschiedene Höhen von Na geleert

werden. Wieder zeigt die Rechnung für die Gesamthöhe einen negativen Reaktivitätseffekt. Ferner scheint die Genauigkeit der Rechnung auch mit der Ausdehnung der geleerten Zone in radialer Richtung abzunehmen.

Die gerechneten Spaltratentraversen für Pu 239, Pu 240, U 235 und U 238 sowie die Einfangratentraverse für U 238 und die axiale und radiale Leistungsverteilung liegen S_8 - und heterogenitätskorrigiert für die Anordnung 6D vor. Sie werden in Kürze mit den experimentellen Werten, die von der Cadarache-Gruppe ausgewertet werden, verglichen und anschließend veröffentlicht. Ähnliches gilt für die mit Folien und Kammern gemessenen Indices der Anordnung 6D.

Folgende Kontrollstabexperimente wurden in der Anordnung SNEAK-6D durchgeführt und bedürfen noch der rechnerischen Auswertung:

- 1) 1 zentrales Element im Corebereich mit Na gefüllt
- 2) 4 zentrale Elemente im Corebereich mit Na gefüllt
- 3) 4 zentrale Elemente im Corebereich mit Al gefüllt
- 4) 4 zentrale Elemente im Corebereich mit Stahl gefüllt, einschließlich radialer Traversen und Indicesmessungen
- 5) 1 zentrales Element im Corebereich und oberen axialen Blanketbereich mit B_4C gefüllt.
- 6) 4 zentrale Elemente im Corebereich mit TA und im oberen axialen Blanketbereich mit B_4C gefüllt
- 7) 4 zentrale Elemente im Core- und oberen axialen Blanketbereich mit B_4C gefüllt, einschließlich radialer Traversen und Indicesmessungen

Die radialen Traversen waren Spaltratentraversen für U 235 und U 238 in Stabnähe sowie die Einfangratentraverse für U 238.

Experiment 4) wurde schließlich noch einmal wiederholt, wobei das obere axiale MASURCA-Blanket über den vier Stahlelementen durch B_4C ersetzt wurde. Mit Hilfe dieses Experiments und des Experiments 7) kann man dann auf den Wert

von vier zentralen, nur im Corebereich mit B_4C gefüllten Elementen schließen. Ähnliches gilt für Experiment 6).

3. Zur Anordnung SNEAK-7A

Im Anschluß an die Experimente der Anordnung 6D wurde mit der Vorbereitung zum Aufbau der Anordnung SNEAK-7A begonnen. 7A wird gegen Ende Oktober erstmals kritisch werden. Das Core hat einen sehr einfachen Zellaufbau von einem Graphit- und einem PuO_2 - UO_2 -Mischoxydplättchen. Die Experimente, die im Endresultat der Verbesserung von einigen wichtigen Wirkungsquerschnitten dienen sollen, werden Anfang November beginnen.

1215. Wirkungsquerschnittsmessungen

(Van-de-Graaff-Gruppe)

1. Spaltquerschnittsmessungen

(F. Käppeler, F. H. Fröhner, IAK)

Die Messungen des Spaltquerschnitts von ^{235}U relativ zum (n, p)-Querschnitt mit dem Rückstoßprotonen-Zähler wurden fortgesetzt. Dabei wurde insbesondere der Einfluß gestreuter Neutronen eingehend untersucht. Die folgenden Ergebnisse wurden gefunden:

Bei $E = 440 \pm 25$ keV ist $\sigma_f = 1,17 \text{ b} \pm 3,5 \%$,
 bei $E = 530 \pm 30$ keV ist $\sigma_f = 1,17 \text{ b} \pm 3,5 \%$.

Dieses Teilergebnis stimmt mit den relativ hohen Werten von White besser überein als mit den Graudetektorwerten von Pönitz und neuen Werten desselben Autors, die mit der Methode der assoziierten Aktivität gewonnen wurden. Die hier berichteten Ergebnisse wurden bei dem Symposium über Flußmessung und Standardquerschnitte am Argonne National Laboratory, 21. - 23. 10. 1970, vorgetragen. Die Messungen werden fortgesetzt; mit besserer Kollimierung und dünneren Trägerfolien wird dabei eine höhere Genauigkeit angestrebt.

2. Verhältnis von Einfang zu Spaltung bei ^{239}Pu und ^{235}U

(R. Bandl, F. H. Fröhner, IAK)

Die Messungen von η beziehungsweise $\alpha = \sigma_\gamma : \sigma_f$ für ^{239}Pu und ^{235}U zwischen 10 und 60 keV sind im wesentlichen abgeschlossen. Die Auswertung wird in Kürze abgeschlossen sein, zumindest was den Energieverlauf von α (shape) anbetrifft. Zur Normierung sind dann weitere Monte-Carlo-Rechnungen nötig.

1216. SEFOR1216.1 Reaktorbetrieb und Versuchsdurchführung

(G. Keßler, PSB-PL)

Nach einer längeren Reparaturphase wurde im Juli der zweite Teil des physikalischen Versuchsprogrammes (Power Ascension) wieder aufgenommen. Neben dem langsamen Hochfahren des Reaktors von 1 MW auf 5, 10, 15 und 17,5 MW_{th} wurden Oszillatormessungen und Temperaturkoeffizientenmessungen durchgeführt, um sowohl die vorausgesagte dynamische Stabilität als auch das transiente Verhalten des Reaktors zu demonstrieren.

Für die Sicherung der Nachwärmeabfuhr wurde der Naturumlauf im Hilfskühlkreislauf bei 1 MW_{th} Leistung nachgewiesen und hierdurch eine Forderung der AEC für die Erteilung der 20 MW_{th}-Lizenz (Vollleistung) erfüllt. Bei 10 und 15 MW_{th} Reaktorleistung wurden außerdem spiked Brennstoffstäbe (25 % Pu anstelle von 19 % Pu der Standardstäbe) dem Core entnommen, um das spätere Verhalten von Standard-Brennstoffstäben bei Vollast schon bei einer niedrigeren Reaktorleistung von 15 MW_{th} zu demonstrieren. Diese spiked Brennstoffstäbe zeigten bei 15 MW_{th} keine Beschädigungen oder Veränderungen der Brennstoffpellets, so daß noch im November 1970 mit dem Erreichen der vollen thermischen Leistung von 20 MW zu rechnen ist.

1216.2 Analyse von SEFOR-Experimenten

(D. Wintzer, H.G. Bogensberger, IAR)

1. Reaktivitätsrechnungen für Core 1-C und Core 1-D

Tabelle 7 zeigt die Ergebnisse der Reaktivitätsrechnungen für die Anordnungen 1-C und 1-D in SEFOR. Sie enthalten Temperatur-, Transport-, Heterogenitätskorrekturen sowie eine REMO-Korrektur, die das spezifische Stoßdichtespektrum von SEFOR bei der Berechnung der elastischen Abstreuschnitte berücksichtigt. Die Ergebnisse von zweidimensionalen Diffusionsrechnungen mit dem 26 Gruppen-MOXTOT-Querschnittsatz bilden die Basis der k_{eff} -Werte.

Tabelle 7: Reaktivitätsresultate für Core 1-C und 1-D

	1-C	1-D
k_{eff}	0,991	0,990

2. Spaltratenverteilungen

Die in SEFOR mit Folien gemessenen Spaltratentraversen für U-235, U-238 und Pu-239 wurden mit den Ergebnissen zweidimensionaler Diffusionsrechnungen mit dem 26 Gruppen-MOXTOT-Satz verglichen. Sowohl bei den radialen als auch bei den axialen Traversen zeigte sich eine konsistente Unterschätzung der Spaltraten am Corerand bei Normierung der berechneten und gemessenen Raten in der Nähe des Corezentrums. Transportkorrekturen und REMO-Korrekturen können die Diskrepanzen, die am Corerand in der Größenordnung von 20 % liegen, nicht erklären. Weitere Untersuchungen der Spaltratentraversen sind im Gange.

3. Reaktivitätstraversen für Brennstäbe

Abbildung 4 zeigt die gemessene und die berechnete Abhängigkeit des Reaktivitätswertes eines Brennstabes von seiner radialen Position im Core. Zum Vergleich sind auch die von GE⁺⁾ berechneten Reaktivitätswerte dargestellt. Ein Vergleich bestätigt die auch an anderen Plutoniumanordnungen gemachte Erfahrung, daß die zentralen Brennstoffreaktivitätswerte überschätzt werden. Die Ursache dafür ist noch nicht geklärt.

Die von IAR berechnete Kurve liegt im gesamten Core um etwa 10 % über den experimentellen Werten und würde durch eine Erhöhung von β_{eff} um 10 % in gute Übereinstimmung mit den Experimenten kommen.

+) GEAP-13588 : RESULTS OF SEFOR ZERO POWER EXPERIMENTS

Den GfK-Ergebnissen liegen Störungsrechnungen mit dem 26-Gruppen-MOXTOT-Satz zugrunde. Flüsse und Adjungierte wurden durch zweidimensionale Diffusionsrechnungen gewonnen. Sowohl gestörte als auch ungestörte Wirkungsquerschnitte enthalten Heterogenitätskorrekturen.

Die von GE benutzten Wirkungsquerschnitte und Rechenmethoden sind in GEAP-13588 beschrieben.

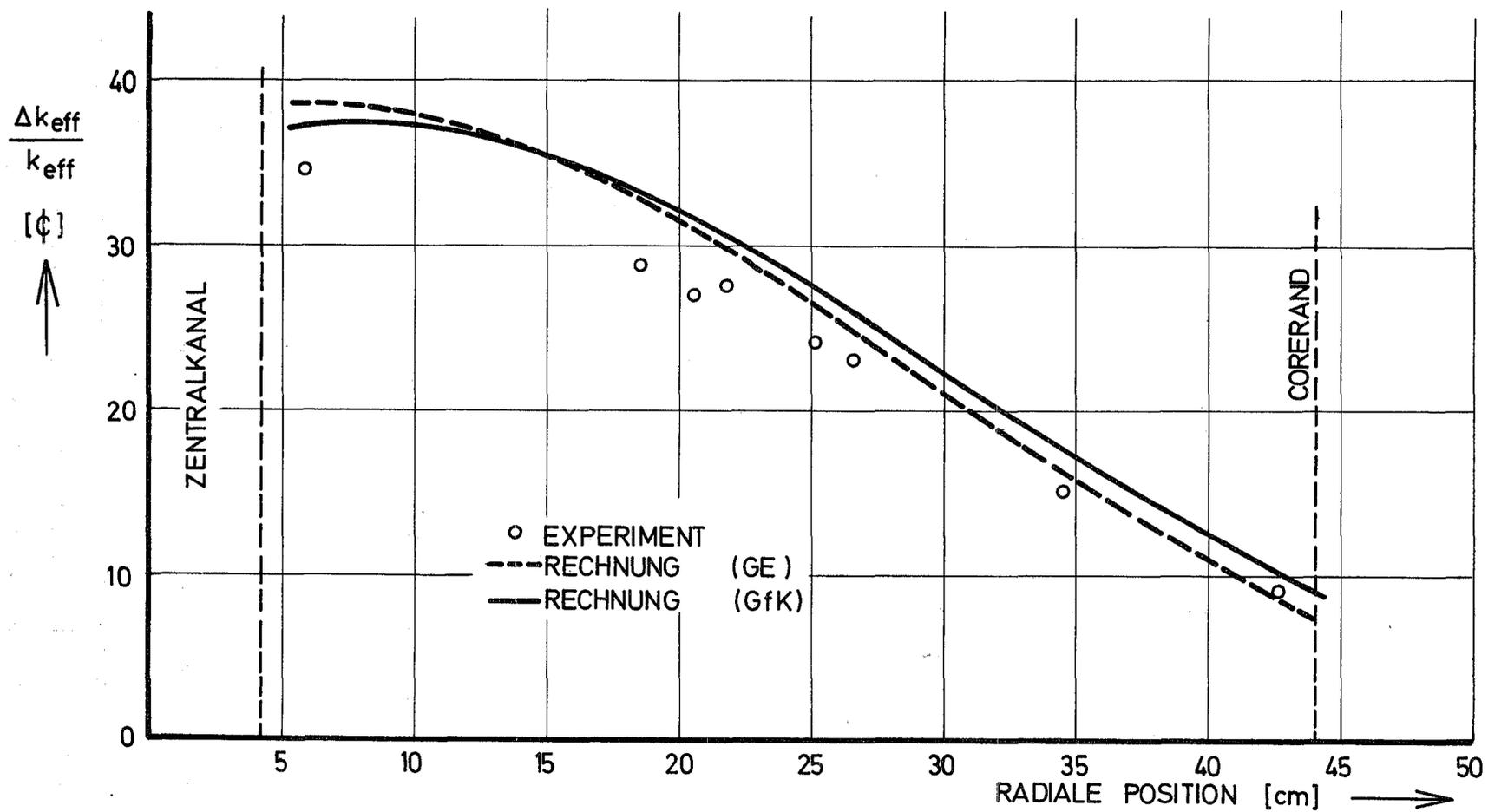


ABB.4 SEFOR 1-D REAKTIVITÄTSWERT VON BRENNSTÄBEN

122 Reaktortheorie

1221 Wirkungsquerschnitte, Gruppenkonstanten

Anpassung von Wirkungsquerschnitten an integrale Daten

(E.A. Fischer, IAR)

Im Rahmen der Arbeiten zur Anpassung von Wirkungsquerschnitten an integrale Daten wurden Kritikalitätsberechnungen für eine Reihe von kritischen Anordnungen durchgeführt. Tabelle 1 zeigt die Ergebnisse.

Die Rechnungen wurden mit dem Gruppensatz NAPPMB (1) durchgeführt. Die unter dem Namen "Remo-Korrektur" bekannte Verbesserung des elastischen Moderationsquerschnittes (2) wurde für alle Anordnungen berechnet. Nach einem Hinweis von D. Thiem, der das Remo-Programmsystem ausgetestet und teilweise auch geschrieben hat, ist es notwendig, die Korrektur in mehreren Iterationen zu berechnen. Alle angegebenen Werte wurden mit vier Iterationen erhalten.

Die Transportkorrekturen wurden meist aus der Literatur, die Korrekturen für Heterogenität sind mit dem Code ZERA (3) berechnet.

Die berechneten k_{eff} -Werte zeigen eine deutliche Tendenz zu kleineren Werten mit zunehmendem Gehalt an U^{238} . Außerdem liegen die Werte für Pu-Anordnungen bei gleichem y (s. Tabelle 1) etwas höher als für Uran-Anordnungen.

(1) H. Huschke: KFK-Ber. 770 (1968)

(2) H. Küsters et al.: KFK-Ber. 793, p. 27 (1968)

(3) D. Wintzer: KFK-Ber. 743 (1969)

Tabelle 1: k_{eff} -Werte für verschiedene kritische Anordnungen
(NAPPMB-Satz)

	$y = \frac{N_8}{N_{\text{fiss}}}$	$k_{\text{eff}}^{\text{Hom.}}$	Δk_{Het}	$k_{\text{eff}}^{\text{Het.}}$	Korrektur für		k_{eff}
					Remo	Sn	
<u>Uran-Anordnungen</u>							
ZPR-3/24	9.6	--	--	0.966	.001	.003	0.970
25	10.4	--	--	0.964	.001	.002	0.967
32	0.07	--	--	0.982	-.007	.009	0.984
33	0.07	--	--	0.986	-.007	.010	0.989
35	0.07	--	--	0.991	-.006	.009	0.994
36	5.3	--	--	0.967	0	.008	0.975
ZPR-6/5	6.8	0.967	.001	0.968	.007	0	0.975
6	5.0	0.969	.002	0.971	.010	0	0.981
SNEAK-3A1	4.0	0.981	.003	0.984	-.001	.003	0.986
3A2	4.0	0.980	.004	0.984	-.001	.004	0.987
R ₁ -SNEAK	3.5	0.994	.003	0.997	.001	--	0.998
R ₂ -MASURCA	2.3	1.006	.008	1.014	-.004	--	1.010
<u>Pu-Anordnungen</u>							
ZPR-3/48	4.5	0.963	.015	0.978	.011	.006	0.995
49	4.5	0.965	.011	0.975	.008	.007	0.990
50	4.5	0.957	.020	0.977	.015	.005	0.997
53	1.6	0.977	.018	0.995	.009	.008	1.012
ZEBRA-6A	3.4	--	--	0.965	.010	.009	0.984
SNEAK-3B2ex.	5.5	0.977	.002	0.979	.003	.004	0.986
Z ₁ -SNEAK	5.8	0.974	.001	0.975	.011	--	0.986
Z ₂ -MASURCA	3.3	0.990	.013	1.003	.007	--	1.010

123 Sicherheit schneller Reaktoren1232 Spannungs- und Verformungsanalysen von Reaktorbauteilen

(R. Krieg, T. Malmberg, IRE)

Ziel der Arbeiten ist es, unter Berücksichtigung des elastischen, plastischen und viskosen Materialverhaltens Methoden zur Spannungs- und Verformungsanalyse von Reaktorbauteilen zu entwickeln sowie Computerprogramme für spezielle Probleme bereitzustellen.

1232.1 Festigkeitsanalysen von Brennstabhüllrohren1. Hüllrohre für Na-gekühlte Reaktoren

Eine halbanalytische Methode zur Behandlung des ebenen Verzerrungszustandes bei zweifach zusammenhängenden Körperquerschnittsflächen wurde entwickelt. Auf dieser Grundlage wurde ein Computerprogramm erstellt, welches die elastischen Spannungen infolge Innendruck, Wärmedehnung, Werkstoffschwellen (Werkstoffschwellen wird als lineare Funktion der Temperatur angenommen) für ein Hüllrohr mit integralen Rippen liefert. Für Rippenrohre mit relativ großen Ausrundungsradien am Rippenfuß, wie sie als Hüllrohre zur Anwendung kommen, lag der maximale Fehler unter 3 %. Außerdem wurde ein Unterprogramm (HØELI) geschaffen, welches das Auftragen von Höhenlinien zur Darstellung der errechneten Spannungen über der Rohrquerschnittsfläche erlaubt.

Bisher durchgeführte Rechnungen für das FR3-Hüllrohr ergaben, daß der Maximalwert der Vergleichsspannung bei 180 kp/mm^2 läge, wenn sich der Werkstoff bis zu dieser Spannung linear elastisch verhielte. Bei den zur Verfügung stehenden Hüllrohrwerkstoffen werden jedoch bereits bei einem sehr viel niedrigeren Spannungsniveau plastische Verzerrungen auftreten, so daß der errechnete Maximalwert für die Vergleichsspannung unrealistisch ist.

Da jedoch die plastischen Verzerrungen einen gewissen Grenzwert nicht überschreiten dürfen, ist es erforderlich, das Feld der plastischen Verzerrungen zu bestimmen. Hierzu soll ein zweites Computerprogramm dienen, welches sowohl plastisches Stoffverhalten als auch Kriechen berücksichtigt. Dieses Programm wird gegenwärtig erprobt.

Außerdem werden zur Zeit beide Computerprogramme so verbessert, daß auch Werkstoffschwellen als nichtlineare Funktion der Temperatur berücksichtigt werden kann.

(Die Berechnungen für den FR3 wurden bisher als "Theoretische Arbeiten zum FR3" unter der Programm-Nr. 1310 angegeben).

2. Hüllrohre für gas- oder dampfgekühlte Reaktoren

Ausgehend von einem Variationsprinzip der Kriechmechanik wurde ein Computerprogramm zur Untersuchung des Einflusses eines rotations-symmetrischen Temperaturfeldes auf die Standzeit codiert. Ein Vergleich mit der Theorie von Hoff et al. zeigt, daß sich bei Berücksichtigung der dort vernachlässigten Wärmespannungen infolge des radialen Temperaturgradienten wie auch der Temperaturabhängigkeit der Kriechparameter eine Verminderung der Standzeit ergibt. Wegen der Rotationssymmetrie des Temperaturfeldes ist in dem betrachteten Parameterbereich dieser Einfluß jedoch gering; die Verringerung betrug ca. 15 %.

Weiterhin wurde eine Methode zur Untersuchung des nicht rotations-symmetrischen Temperaturfeldes entwickelt und ein Computercode aufgestellt. Der Code wird zur Zeit erprobt.

1232.3 Spannungs- und Verformungsanalysen für Rohrleitungssysteme

Das Verfahren zur Abschätzung der Ungenauigkeitseinflüsse der Abmessungen usw. auf die Spannungen von statisch unbestimmten Rohrleitungssystemen wurde veröffentlicht (1).

Veröffentlichung zu 1232:

(1) R. Krieg, T. Malmberg

On the influence of dimensional inaccuracies on the stress calculations of piping systems

Nucl. Engineering and Design, im Druck

1233 Lokale Kühlungsstörungen

(K. Gast, IRE)

Die begonnenen theoretischen und experimentellen Untersuchungen zielen auf die Beantwortung folgender Fragen:

- Unter welchen Bedingungen führen lokale Strömungshindernisse in einem Brennelement zu örtlichem Sieden?
- Wird der Kühlmitteldurchsatz durch das betroffene Brennelement bei örtlichem Sieden meßbar verändert?
- Kommt es in der Siedezone zur Überhitzung und zum Versagen von Hüllrohren infolge Dryout?

Außerdem dient dieses Programm der Entwicklung von Meßmethoden zur Detektion lokaler Kühlungsstörungen.

Eine erste Gruppe von Untersuchungen bezieht sich auf die Strömungs- und Temperaturverhältnisse in der kühlungsgestörten Zone, eine zweite auf die Vorgänge bei lokalem Sieden.

1233.11 Theoretische Untersuchungen lokaler Kühlungsstörungen in Brennelementen

(W. Baumann, H. Hoffmann, IRB)

Eine Kühlungsstörung wird geometrisch als eine in einem beliebigen Strömungskanal des Brennelementbündels aufgetragene Schicht mit definierter Schichtstärke betrachtet. Sie erstreckt sich immer über einen axialen Rechenabschnitt oder ein Vielfaches dieser Länge. Bei der Rechnung wird die Verminderung des freien Strömungsquerschnittes und die Beeinträchtigung des Energieaustausches zwischen den Kanälen berücksichtigt.

Zunächst interessiert nur der Temperaturanstieg des Kühlmittels bis zum Ende der Störung, da die Vorgänge kurz hinter der Störung, die zur Zeit noch nicht berücksichtigt werden, nicht vernachlässigt werden dürfen.

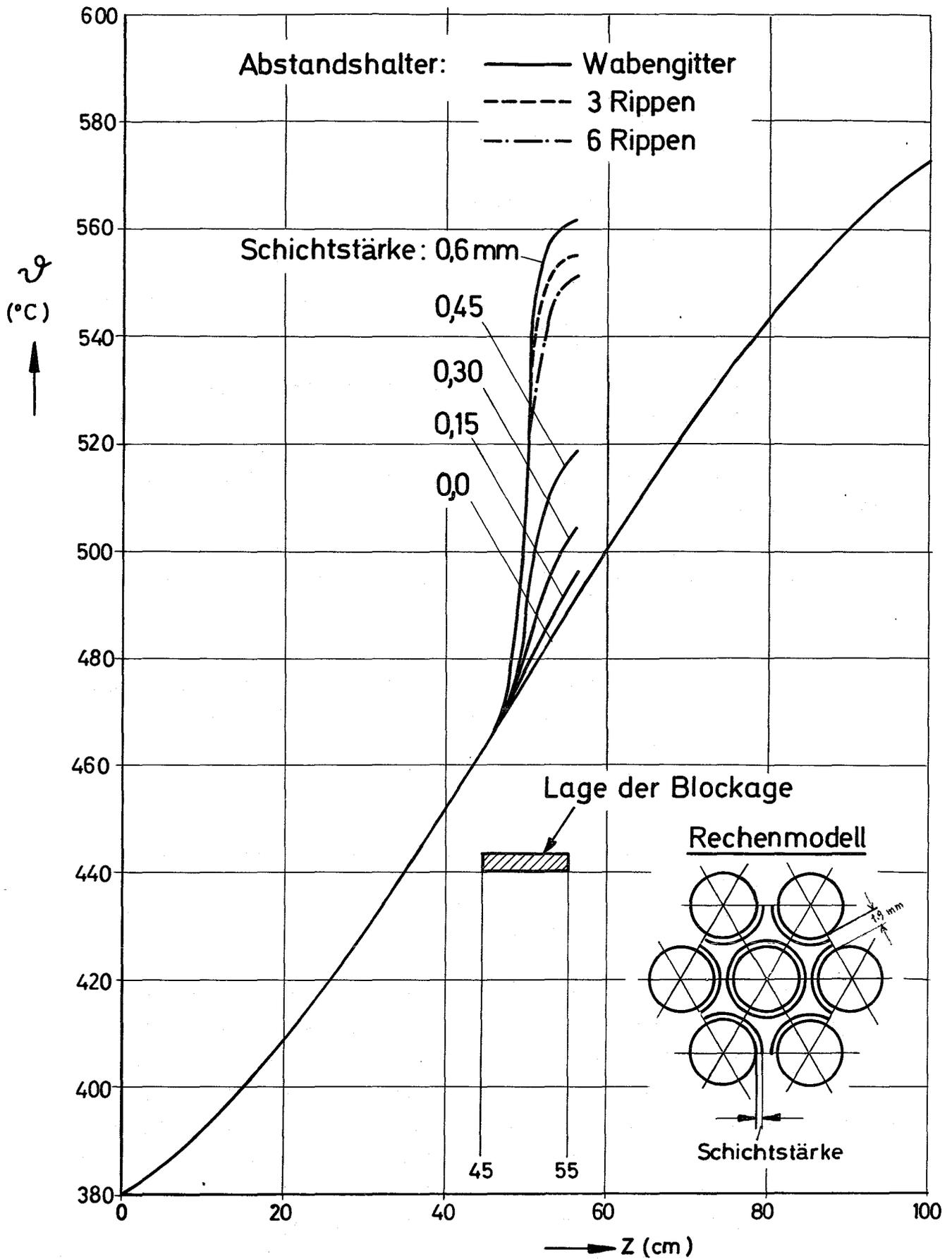


Abb. 1 Axialer Temperaturverlauf im 61-Stabbündel als Funktion der Schichtstärke für verschiedene Abstandshalter.

Als einen ersten Einblick zeigt Abb. 1, daß eine 10 cm lange Störung von 0,6 mm Schichtstärke eine örtliche Kühlmittel-Temperaturüberhöhung von etwa 80° C bewirkt. Der Einfluß der Schichtstärke und des Abstandstertyps ist aus der Abbildung ersichtlich.

1233.12 Versuche zur Ermittlung der Strömungs- und Temperaturverteilung hinter lokalen Störungen

(D. Kirsch, IRE)

In einem Sechseckbündel mit den Abmessungen des Originalbrennelementes des SNR (169 Stäbe) wurde für zwei Strömungshindernisse verschiedener Abmessungen entsprechend einer vollständigen Blockade von 15 % beziehungsweise 41 % des Strömungsquerschnittes die Verteilung des statischen Drucks innerhalb und außerhalb des gestörten Bereiches für verschiedene Re-Zahlen ausgemessen. Die Versuche erfolgte im Wasserkreislauf des IRE. Aus der Druckverteilung hinter der Störung lassen sich Form und Volumen des Totwassers bestimmen. Die Auswertung der Versuche ist noch nicht abgeschlossen. Geplant sind Versuche zur Ermittlung des Massenaustausches zwischen Totwasser und gesunder Strömung; aus den Ergebnissen dieser und der erstgenannten Versuche läßt sich eine mittlere Temperatur des Kühlmittels im Totwasser berechnen. Die Möglichkeiten zur experimentellen Ermittlung örtlicher Geschwindigkeiten und Temperaturen im Totwasser werden zur Zeit untersucht.

1233.2 Untersuchungen zum lokalen Sieden im Natriumsiedekreislauf

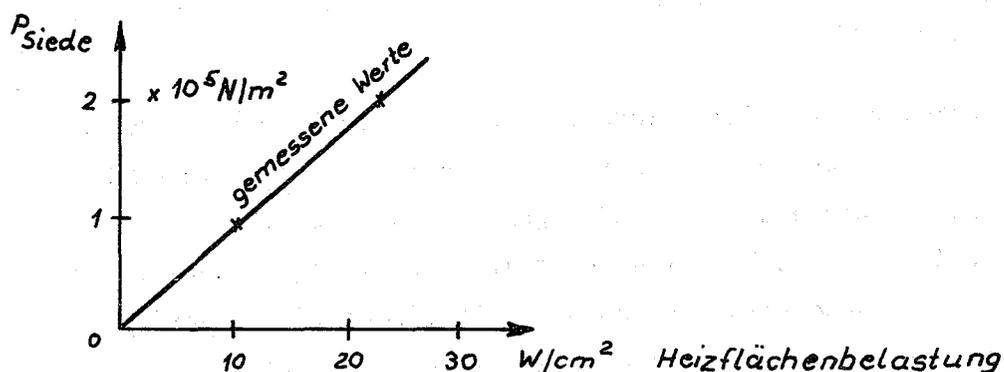
(W. Pepler, IRE)

Die Natrium-Siedeversuche mit einem induktiv beheizten Ringkanal von $d_n = 4$ mm und 500 mm beheizter Länge wurden ausgewertet.

Folgende Ergebnisse sind festzuhalten:

- Bei quasistationärem Sieden bei geringem Natriumdurchsatz tritt der Dryout zum Beispiel bei einer Flächenleistung von 250 W/cm^2 und einem X-Gehalt (Dampfgehalt in Gewichtsanteil) von $> 0,25$ auf (Druck 2 - 2,5 at). Die erzielten Meßwerte ergänzen sinnvoll die durch Noyes gemessenen Werte (ANL 7100). Auftretende Überhitzungen des Natriums verringern die kritische Flächenleistung.

- Bei sehr kleinen Flächenleistungen und nach unten geschlossenem Ringkanal tritt bei quasistationärem Sieden Dryout auf, sobald Flächenleistungen, die rechts der Grenzkurve liegen, eingestellt werden. Eine Nachrechnung erfolgte stationär über das Kräftegleichgewicht am Austrittsquerschnitt. Rechnung und Experiment zeigen gute Übereinstimmung.



- Für eine größere Anzahl von Natrium-Siedestoßexperimenten mit spezifischen Leistungen über 100 W/cm^2 wurde die Restfilmdicke, die nach dem Primärausstoß auf der Heizfläche verblieb, zu 0,03 bis maximal 0,1 mm bestimmt. Eine nennenswerte Verdampfungskühlung konnte daher nicht festgestellt werden.

1233.6 Untersuchungen zum Siedeverzug von Natrium

(G. F. Schultheiß, IRE)

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluß von künstlichen Oberflächenrauigkeiten und Verunreinigungen auf den Siedeverzug von Natrium wurden im September 1970 abgeschlossen. Die Auswertung der Versuche ergab folgende Hauptergebnisse:

- Alle untersuchten Höhlungen waren extrem stabile Siedezentren. Ihre Aktivität blieb über Monate erhalten und wurde weder durch höheren Systemdruck noch durch Dauersieden beeinflusst.

- Für heißfallengereinigtes Natrium mit sehr niedrigem Oxidgehalt ergab sich eine gute Übereinstimmung der Versuchsergebnisse mit den theoretisch aus der Gleichgewichtsbedingung zwischen Dampfdruck und Oberflächenspannung errechneten Siedeverzugswerten, wenn der kritische Keimdurchmesser gleich dem Bohrungsdurchmesser gesetzt wurde.
- Eine Abflachung der Höhlungen ($H/D < 1$) ergibt einen geringeren Anstieg des Siedeverzuges.
- Der Siedeverzug hängt sowohl vom Oxidgehalt als auch vom Testflächenmaterial ab.
- Bei rostfreiem Stahl (kein Unterschied zwischen Nr. 4541 und Nr. 4571) hatte der Siedeverzug ein typisches Maximum bei einer Kaltfallentemperatur von etwa 127°C - entsprechend ca. 2 wppm Na_2O -, welches offensichtlich durch den Chromgehalt bewirkt wird, denn Reineisen und Nickel zeigen dieses Maximum nicht, während Chrom sich wie Stahl verhält.

Reineisen ergab generell einen sehr niedrigen Siedeverzug, der nicht vom Oxidgehalt beeinflußt wurde. Bei Nickel fällt der Siedeverzug mit steigendem Oxidgehalt vom Wert für heißfallenreines Natrium auf einen ein Drittel so großen Grenzwert, der sich auch bei Stahl einstellte.

Der Abschlußbericht ist weitgehend fertiggestellt.

Veröffentlichungen zu 1233:

(1) W. Pepler, E.G. Schlechtendahl, G.F. Schultheiß:

Untersuchungen zur Dynamik der Siedevorgänge in natriumgekühlten Reaktoren.

4. Int. Heat Transfer Conference, Versailles, September 1970

1234 Störfallverhalten von Brennstäben1234.1 Untersuchungen an elektrisch direkt geheizten UO_2 -Brennstäben mit Stahlhülle

(D. Freund, E. Rühl, IAR)

Die Weiterentwicklung der Methode des direkt elektrisch geheizten UO_2 -Brennstabes, welche die Untersuchung von UO_2 in einem den Reaktorbedingungen entsprechenden Temperaturgradienten ermöglicht, gestattet nun die Untersuchung von UO_2 -Brennstäben mit Stahlhülle im Hinblick auf reaktorsicherheitsphysikalische Fragestellungen.

Die bisher durchgeführten Versuche wurden zunächst mit Brennstäben ohne Zwangskühlung durchgeführt, da der hierfür vorgesehene Helium-Kühlkreislauf noch nicht zur Verfügung stand. Bei den Versuchen zeigte es sich, daß mit der bestehenden Anlage Stäbe mit einer Mindestlänge von 10 cm stationär beheizt werden können.

Die verwendeten Brennstäbe bestehen aus einer Säule von gesinterten UO_2 -Pellets (5,1 mm \emptyset) mit Dichten von ca. 94 %T.D. sowie einer durch Bor-nitrid vom UO_2 elektrisch isolierten Stahlhülle. Die Spaltbreite zwischen Brennstoff und Hülle betrug 0,4 - 0,5 mm, Spaltbreiten von 0,1 - 0,2 mm sind herstellbar.

Bei Brennstoffoberflächentemperaturen von 1150 - 1250^o C, welche bei relativ geringen Stableistungen von 20 - 30 W/cm erreicht werden, stellen sich Hüllaußentemperaturen von etwa 1050 - 1150^o C ein. Unter diesen Bedingungen war ein stationärer Betrieb möglich, allerdings scheint hier bereits die Stabilitätsgrenze erreicht zu sein: Bei Brennstoffoberflächentemperaturen >1250^o C traten lokale Störungen an der Hülle auf, welche zu Kontakten mit dem Brennstoff und damit zu Kurzschlüssen führten. An den Störstellen ist die Hülle zum Teil geschmolzen, an einigen Stellen wurde der Brennstoff sichtbar. Bei einem Hüllniederschmelzversuch, bei dem die gesamte Stahlhülle geschmolzen wurde, blieb die Brennstoffhülle intakt. Die BN-Isolierkörper zeigten keine Veränderung.

In Weiterführung des Programms sollen an gasgekühlten Brennstäben Einflüsse von Kühlungsstörungen und Leistungsänderungen auf das Stabverhalten untersucht werden.

Automatische, temperatur- und/oder leistungsgesteuerte Aufheizvorrichtungen sind bereits in Auftrag gegeben.

Nach Abschluß der Untersuchungen an Einzelstäben sollen Brennstab-Bündel untersucht werden.

124 Entwicklung von Instrumenten und Signalverarbeitung zur Kernüberwachung

1241. Nachweis von Durchflußstörungen an Brennelementen

1241.1 Thermoelement-Entwicklung

(H. Twelmeier, Siemens WWM)

Für den instrumentierten Bestrahlungsversuch Mol-3G wurden Vorversuche über die Verwendung des Magnesium-Schmelzpunktes als Temperaturreferenz durchgeführt. Es hat sich gezeigt, daß der Schmelzpunkt von Magnesium als Temperaturreferenz verwendet werden kann. Ein entsprechender Bericht wurde vorgelegt. Das Korrosivverhalten des Magnesiums wird in einem weiteren Versuch noch näher untersucht.

Im Berichtszeitraum wurden die Thermoelemente aus der Bestrahlungskapsel Mol-1T der GfK angeliefert. Die Nachuntersuchungen an diesen Thermoelementen werden schrittweise bis zum Frühjahr 1971 durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Nachuntersuchungen sollen eine Vorentscheidung für die Bestückung der Kapsel Mol-3G ermöglichen. Wegen Überbelegung der heißen Zellen der GfK hat sich bei der Auswertung der Thermoelemente eine Terminverschiebung ergeben. Es ist damit zu rechnen, daß die Nachuntersuchungen an den Thermoelementen der Bestrahlungskapsel Mol-1R und -S verzögert werden.

Im Rahmen der Bestrahlung von Durchflußmessern der Firma INTERATOM durch GfK werden für eine back-up-Lösung in dieser Kapsel amerikanische Thermoelemente mitbestrahlt. Die dafür vorgesehenen Thermoelemente wurden bestellt. Mit ihrer Anlieferung ist im Januar 1971 zu rechnen.

Für die Dichtheitsprüfung von Thermoelementen wird ein Dampfdrucktest erwogen. Eine entsprechende Prüfeinrichtung wurde entworfen. Als Kriterium für einen Haarriß nach dem Dampfdrucktest dient das Absinken des Isolationswiderstandes.

Die konventionellen Untersuchungen an den Thermoelementen wurden programmgemäß weitergeführt; unter anderem wurden Untersuchungen zu folgenden Punkten durchgeführt:

- Zeitkonstanten in Wasser
- Kontrolle der Endverschlüsse im Wechselklima
- Isolationswiderstände nach Einlagerung der Thermoelemente in Salzwasser geringer Oberflächenspannung
- Nacheichungen bei $100^{\circ}\text{C} - 231,8^{\circ}\text{C}$ (Schmelzpunkt von Zinn)

1244 Ultraschall-Meßverfahren in Natrium

(H. Rohrbacher, R. Bartholomay, A. Arnswald, IRE)

1244.1 Detektion von Gasblasen und Fremdkörpern in Natrium

Die Ergebnisse der Schalldämpfungs-Messungen in Natrium bei Temperaturen zwischen 100 und 400°C zeigen, daß eine Resonanzverschiebung der Wandler mit den Koppelstäben vorliegt. Der Temperatureinfluß beträgt nach den vorliegenden Ergebnissen etwa 5% Resonanzverschiebung pro 100°C zu höheren Frequenzen hin. Messungen haben deutlich gezeigt, daß der frequenzabhängige Dämpfungsverlauf einer aus Wandler, Koppelstäben und dem Na-Behälter bestehenden Teststrecke in erster Linie von den Koppellementen außerhalb des Natrium-Bereichs bestimmt wird. Der Resonanzwiderstand der in den Versuchen mit gutem Erfolg verwendeten piezoelektrischen Keramik-Wandler vom Typ PXE 3 und PXE 5 (5 MHz-Scheiben) liegt bei $40\ \Omega$. Die Eigenkapazität dieser Scheiben beträgt $1500\ \text{pF}$ und nimmt bei zunehmender Temperatur ab. Dieser für alle hochdotierten Keramikmaterialien typische negative Temperaturbeiwert erklärt die vorgenannte Resonanzverschiebung.

Es sind in diesem Rahmen Messungen an langen Koppelstangen aus WSt.Nr. 4571 vorgesehen. Dabei soll der Dämpfungseinfluß in Abhängigkeit von der Krümmung und dem Durchmesser der Stäbe untersucht werden.

Mit diesen Versuchen soll die Möglichkeit geprüft werden, Ultraschallmessungen an Komponenten des Primärsystems durchzuführen, bei denen die strahlungsempfindlichen Wandler sich außerhalb der Primärzellen befinden.

125 Auswirkung von Reaktorstörfällen auf die Umwelt,
Aktivitätsfreisetzung

1251 Theoretische Studien zur Aktivitätsfreisetzung bei Störfällen
Entwicklung des digitalen Rechenprogramms PARDISEKO
(K. Keller, W. Schikarski, IAR/AFTS)

Im Rahmen des Aerosolprogramms wurde in [1] das Verhalten nuklearer Aerosole in einem geschlossenen Containment untersucht. Zur theoretischen Begründung der dort gemessenen Ergebnisse und zur Untersuchung des Einflusses verschiedener Parameter wurde ein digitales Rechenprogramm aufgestellt.

Das Verhalten der Aerosole wird, wie in [1] ausführlich beschrieben ist, im wesentlichen von den physikalischen Prozessen

- Diffusion
- Sedimentation
- Koagulation

bestimmt.

Diese drei Erscheinungen wurden mathematisch behandelt.

1. Diffusion und Sedimentation

Wegen des im Aerosolprogramm [1] verwendeten zylindrischen Versuchsgefäßes wurden die Gleichungen in Zylinderkoordinaten formuliert. Für die Abhängigkeit der Teilchenkonzentration von der Zeit infolge des Diffusionseffekts und unter Berücksichtigung der Sedimentation lautet die Differentialgleichung:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left[\frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C}{\partial r} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right] + v_s \frac{\partial C}{\partial z} \quad (1)$$

Hierbei ist:

- D = Diffusionskoeffizient
 $C = C(r, Z, t)$ = Konzentration
 t = Zeit
 r = radiale Richtung
 Z = axiale Richtung
 v_s = Sedimentationsgeschwindigkeit

mit den Randbedingungen:

$$D \frac{\partial C}{\partial Z} + v_s C = 0 \quad \text{für } Z = H \text{ (Kesselhöhe) und } Z = 0 \quad (2)$$

$$\left. \begin{aligned} D \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=R} &= 0 \\ C(R, Z, t) &= 0 \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

wegen des Verschwindens des Diffusionsflusses an Boden und Deckel (Gleichung 2) bzw. Kesselwand (Gleichung 3).

Die allgemeine, den obigen Randbedingungen angepaßte Lösung der Gl. (1) lautet:

$$\begin{aligned} C(r, Z, t) = & B_0 e^{-\frac{v_s}{D} Z} \sum_{m=1}^{\infty} A_m J_0(k_m r) e^{-D k_m^2 t} \\ & + e^{-\frac{v_s Z}{2D}} \sum_{n=1}^{\infty} B_n \left[\cos(\lambda_n Z) - \frac{v_s}{2D} \frac{1}{\lambda_n} \sin(\lambda_n Z) \right] \\ & \cdot \sum_{m=1}^{\infty} A_m J_0(k_m r) e^{-\frac{v_s^2}{4D} t} e^{-D(k_m^2 + \lambda_n^2) t} \end{aligned} \quad (4)$$

Hierbei sind:

- A_m und B_n = Amplitudenfaktoren
 $J_0(kr)$ = Besselfunktionen
 λ_n und k_m = Eigenwerte

Die ausführliche Darstellung der Rechenmethode und der numerischen Behandlung wird in einem KFK-Bericht mitgeteilt.

Gl. 4 nach t differenziert, ergibt die zeitliche Änderung der Konzentration infolge Diffusion und Sedimentation.

Die Sedimentationsgeschwindigkeit v_s berechnet sich nach der Stokes'schen Formel zu:

$$v_s = \frac{2}{9} \frac{(\rho_2 - \rho_1) g r^2}{\eta} \quad (5)$$

mit ρ_1 = Dichte der Teilchen
 ρ_2 = Dichte der Luft
 η = Zähigkeit der Luft
 r = Teilchenradius
 g = Erdbeschleunigung

2. Koagulation

In [1] ausgeführte Messungen ergaben, daß die Größenverteilung $f(r)$ der aus dem Verdampfen von Brennstoff mittels einer Stoßstromanlage entstehenden Teilchen der logarithmischen Normalverteilung folgt. Damit gilt:

$$f(r) = \frac{C_0}{\sqrt{2\pi}(\ln\sigma)r} \cdot \exp\left[-\frac{(\ln r - \ln r_g)^2}{2(\ln\sigma)^2}\right] \quad (6)$$

mit r = Teilchenradius
 σ = Geometrische Standardabweichung
 r_g = mittlerer Teilchenradius - Erwartungswert.

Bei den in [1] durchgeführten Versuchen wurde unter bestimmten Versuchsbedingungen gemessen: $\sigma = 1,8$; $r_g = 0,037 \mu\text{m}$

Die durch Gl. 6 gegebene Anfangsverteilung der Teilchen wird mit der Zeit außer durch die Diffusion und die Sedimentation auch durch die Koagulation der Aerosole

verändert. Die Änderung der Teilchengrößenverteilung durch Koagulation beruht darauf, daß Teilchen beliebiger Größe zusammenstoßen, aneinander haften und damit Teilchen anderer Größe (Agglomerate) bilden. Dieser Vorgang wird in guter Näherung durch folgende Gleichung beschrieben:

$$\frac{\partial C(r,t)}{\partial t} = \frac{W_0}{4} \left\{ \int_0^{\rho = \frac{r}{\sqrt{2}}} \psi(\rho'; \rho) C(\rho, t) C(\rho'; t) \frac{r^2}{\rho^4} d\rho - C(r,t) \int_0^{\infty} \psi(\rho) C(\rho, t) d\rho \right\} \quad (7)$$

Hierbei stellt die linke Seite der Gl. (7) die zur Zeit t pro Zeiteinheit in der Volumeinheit entstehende Teilchenzahl vom Radius r dar, die durch Zusammenstoß der Teilchen vom Radius ρ und ρ' entsteht. $\psi(\rho'; \rho)$ und $\psi(\rho)$ sind Koagulationsfunktionen; sie geben die Abweichung der Beweglichkeit der Teilchen von Gasmolekülen. W_0 ist die Koagulationskonstante.

Gl. (7) ist eine Integrodifferentialgleichung, die derzeit nur numerisch auf einer Rechenmaschine behandelt werden kann. Die Zusammenfassung aller Gleichungen führte zum Rechenprogramm PARDISEKO (Partikel-Diffusion-Sedimentation-Koagulation), das die Teilchenkonzentration und die Teilchengrößenverteilung als Funktion der Zeit berechnet.

3. Parameterstudien und Vergleich mit dem Experiment

In Abb. 2 bis 6 sind mit PARDISEKO durchgeführte Parameterstudien dargestellt. In Abb. 7 ist ein Experiment nachgerechnet. Mit den angegebenen Konstanten konnte die Rechenkurve an die Meßkurven gut angepaßt werden. Abb. 8 gibt die Änderung der Teilchengrößenverteilung mit der Zeit. Die ausführliche Diskussion der Ergebnisse wurde in [2] gegeben. Danach kann zusammenfassend festgestellt werden:

- Das Rechenprogramm PARDISEKO ist eine brauchbare Methode, um das zeitliche Verhalten von Aerosolpopulationen in geschlossenen Systemen zu berechnen.

- Die Übereinstimmung der experimentellen Befunde [1] sowohl der Zeitfunktion der Teilchenkonzentration als auch der Zeitfunktion der Teilchengrößenverteilung mit den Ergebnissen von PARDISEKO ist gut.

Veröffentlichungen:

[1] W. Schikarski, H. Wild:

"Das Verhalten von UO_2 -Aerosolen in geschlossenen Systemen",
KFK-Bericht 1032 (Dezember 1969)

[2] K. Keller, W. Schikarski:

"Zur Theorie des Verhaltens nuklearer Aerosole in geschlossenen
Systemen"

Schwebstofftechnische Arbeitstagung, Frankfurt (Main) (Oktober 1970)

Abb.1 Teilchenkonzentration und Teilchengrößenverteilung als Funktion der Zeit
 Digitales Rechenprogramm PARDISEKO

$$\frac{dC(r,t)}{dt} = \left(\frac{dC_T(r,t)}{dt} \right)_{\text{Koagul.}} - \left(\frac{dC_T(r,t)}{dt} \right)_{\text{Diff.}} - \left(\frac{dC_T(r,t)}{dt} \right)_{\text{Sed.}}$$

Koagulation :
$$\frac{dC_T(r,t)}{dt} = \frac{W_0}{4} \cdot \left\{ \int_{g=0}^{g=\frac{r}{\sqrt{2}}} \varphi(g',g) \cdot C(g,t) \cdot C(g',t) \cdot \frac{r^2}{g'^2} dg \right. \\ \left. - C_T(r,t) \cdot \int_{g=0}^{g=\infty} \varphi(g) \cdot C(g,t) dg \right\}$$

Diffusion :
$$\frac{dC_T(r,t)}{dt} = D_r \cdot \Delta C_T(r,t)$$

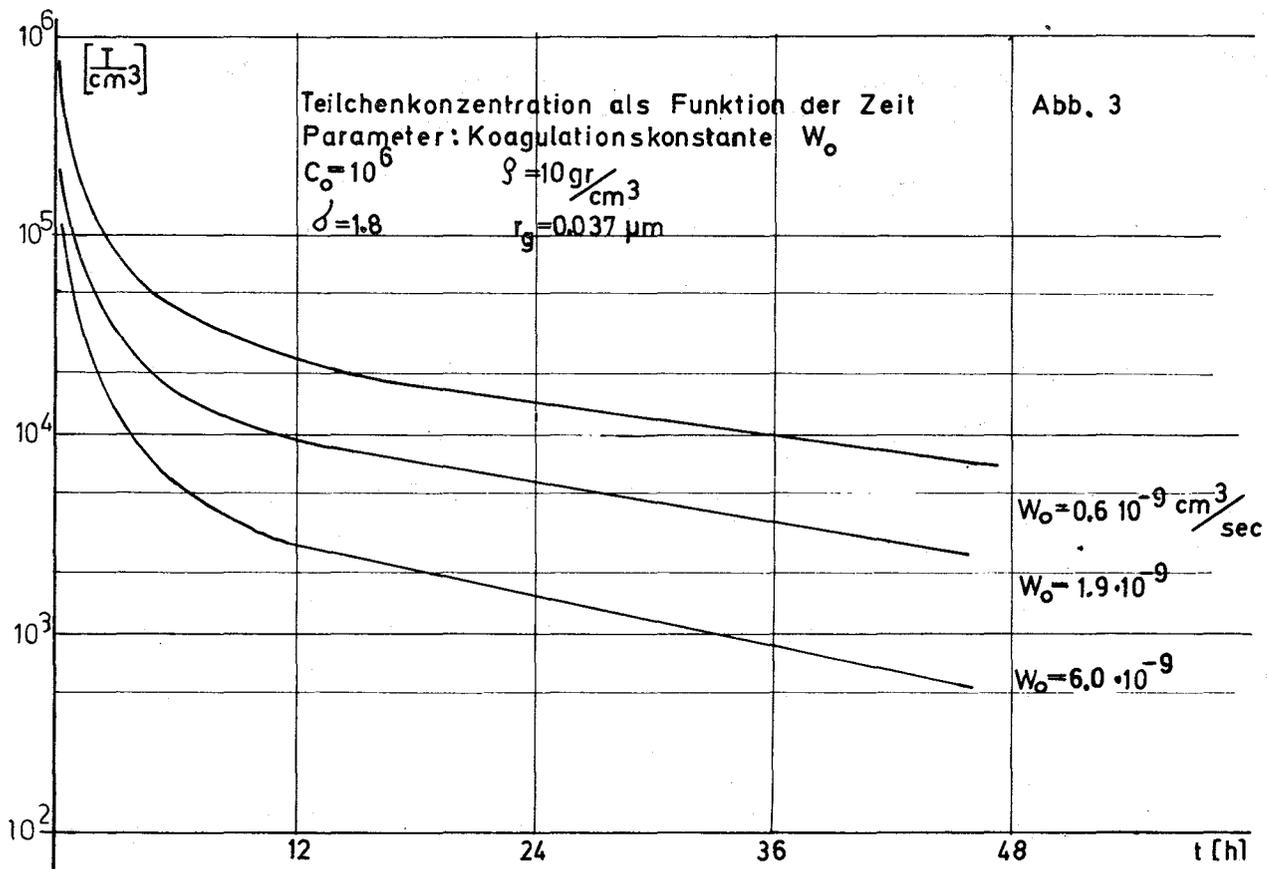
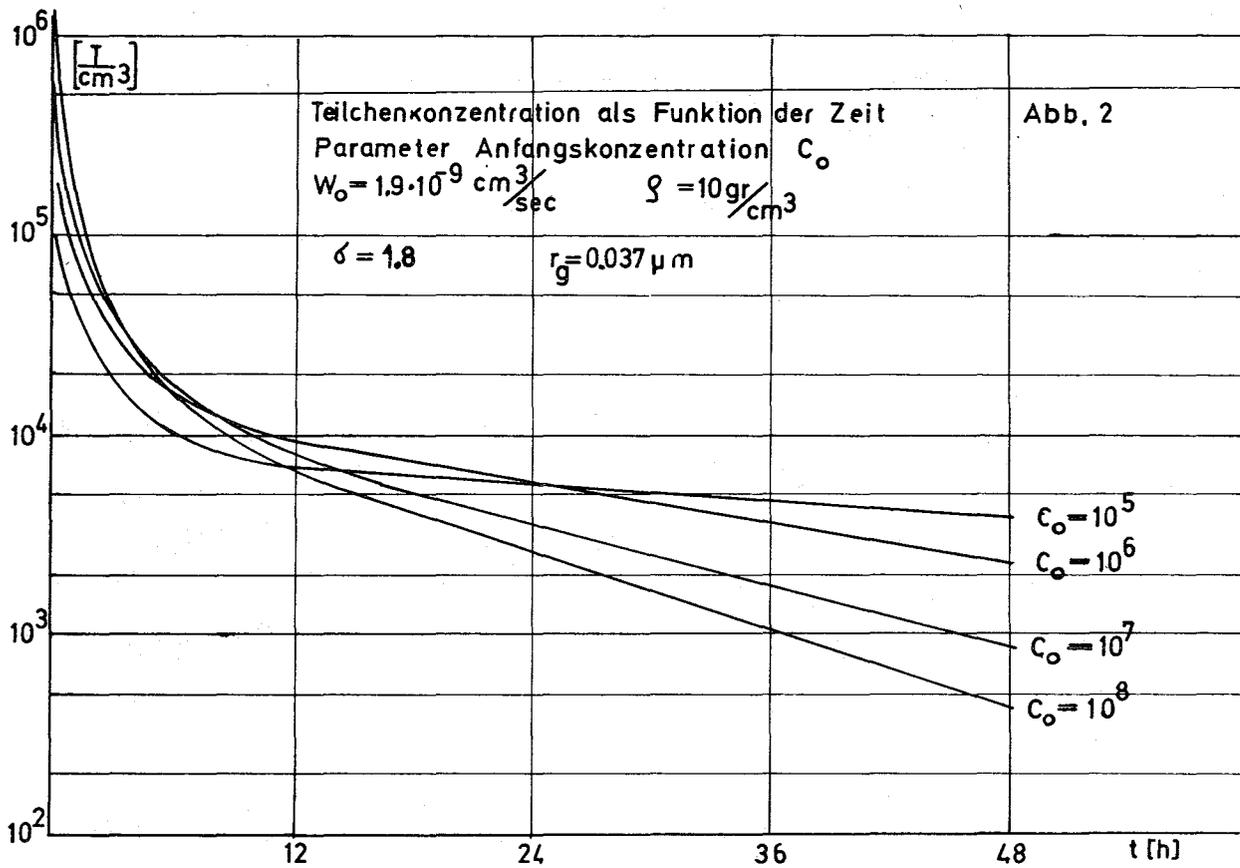
Sedimentation :
$$\frac{dC_T(r,t)}{dt} = v_s(r) \cdot \frac{\partial C_T(r,t)}{\partial z}$$

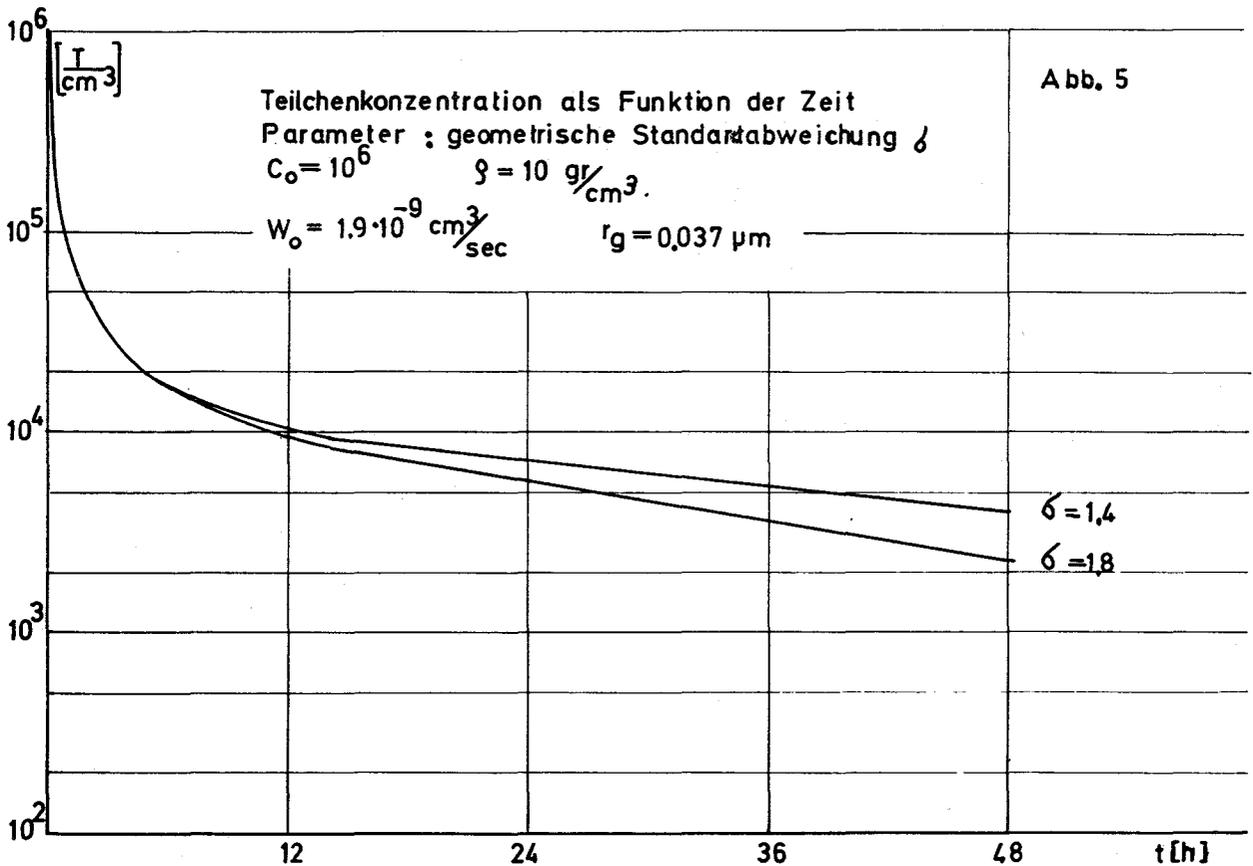
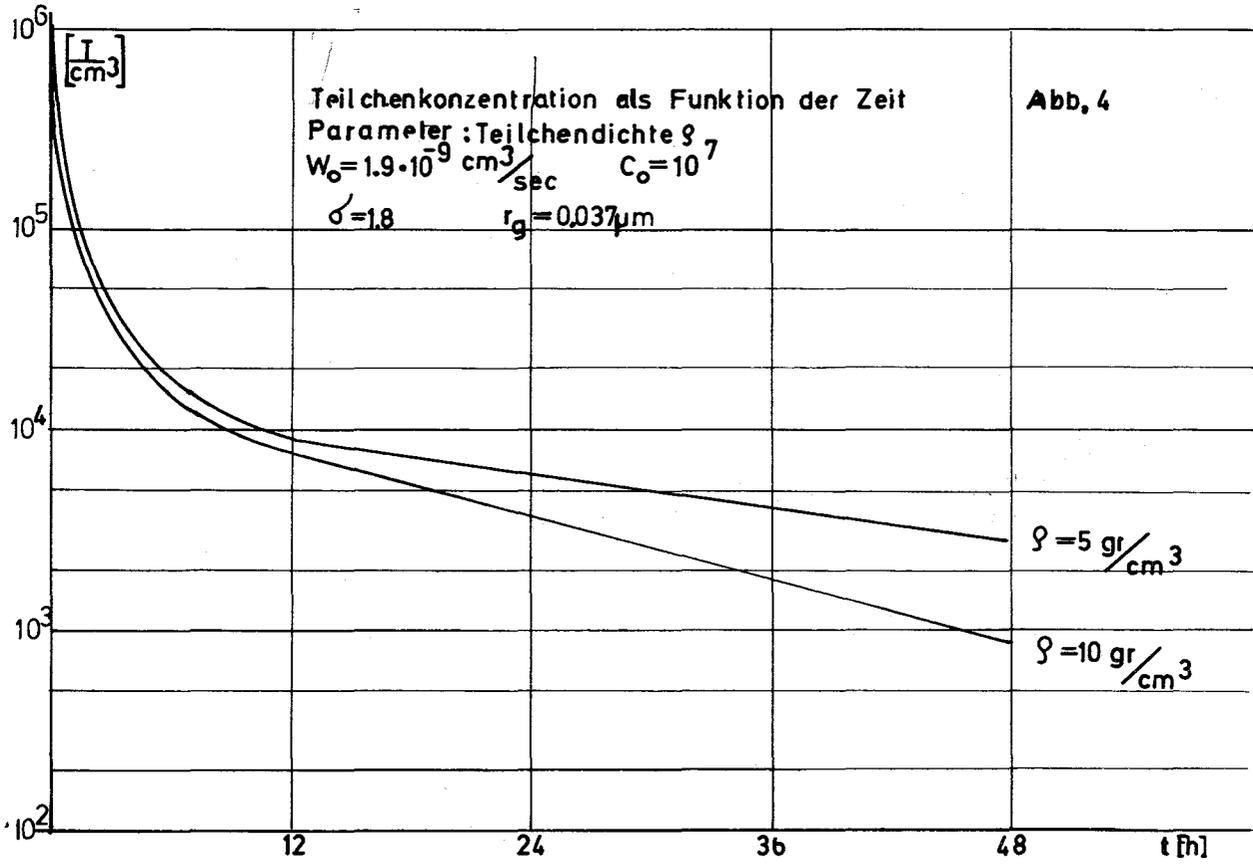
Randbedingungen :
$$\left. \begin{array}{l} D \cdot \frac{\partial C_T(r,t)}{\partial z} = 0 \\ v_s \cdot C_T(r,t) = 0 \end{array} \right\} \text{für } Z=0 \text{ und } Z=H$$

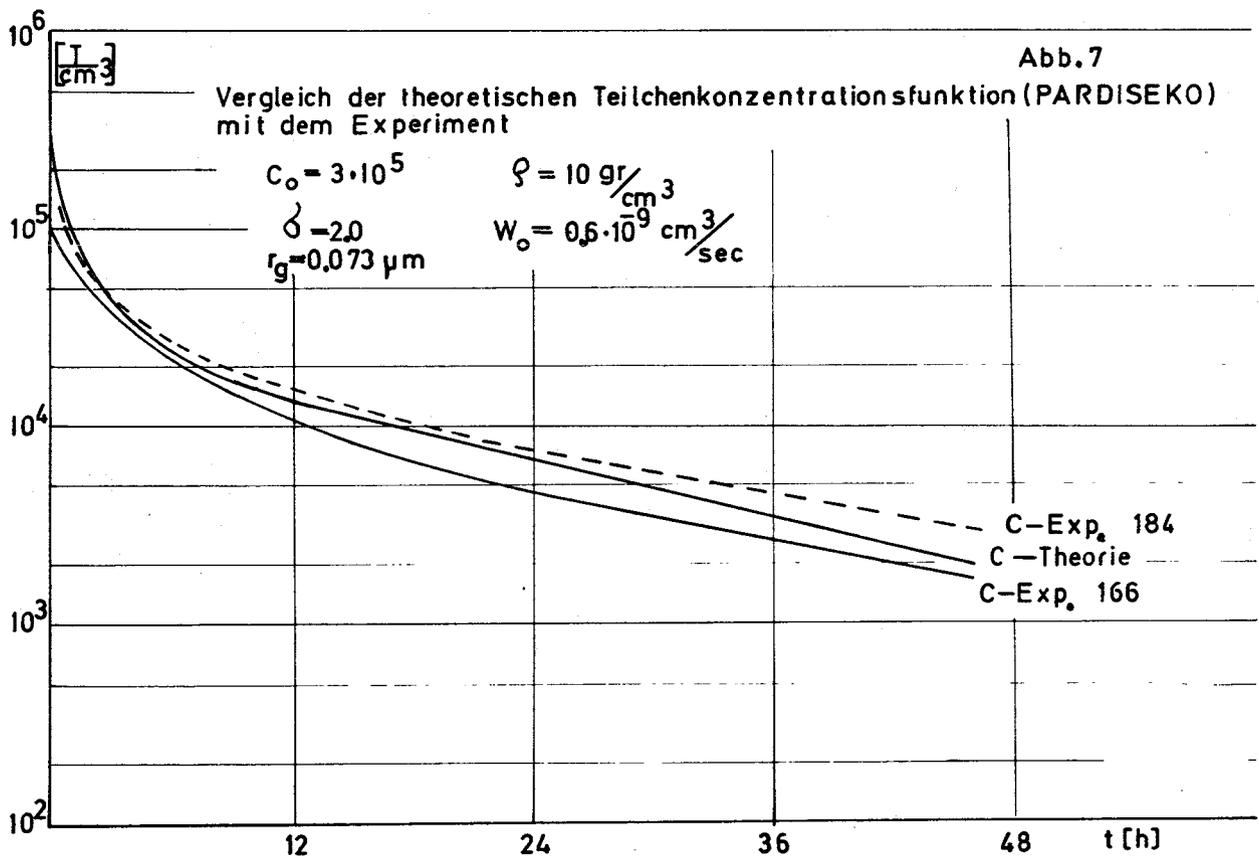
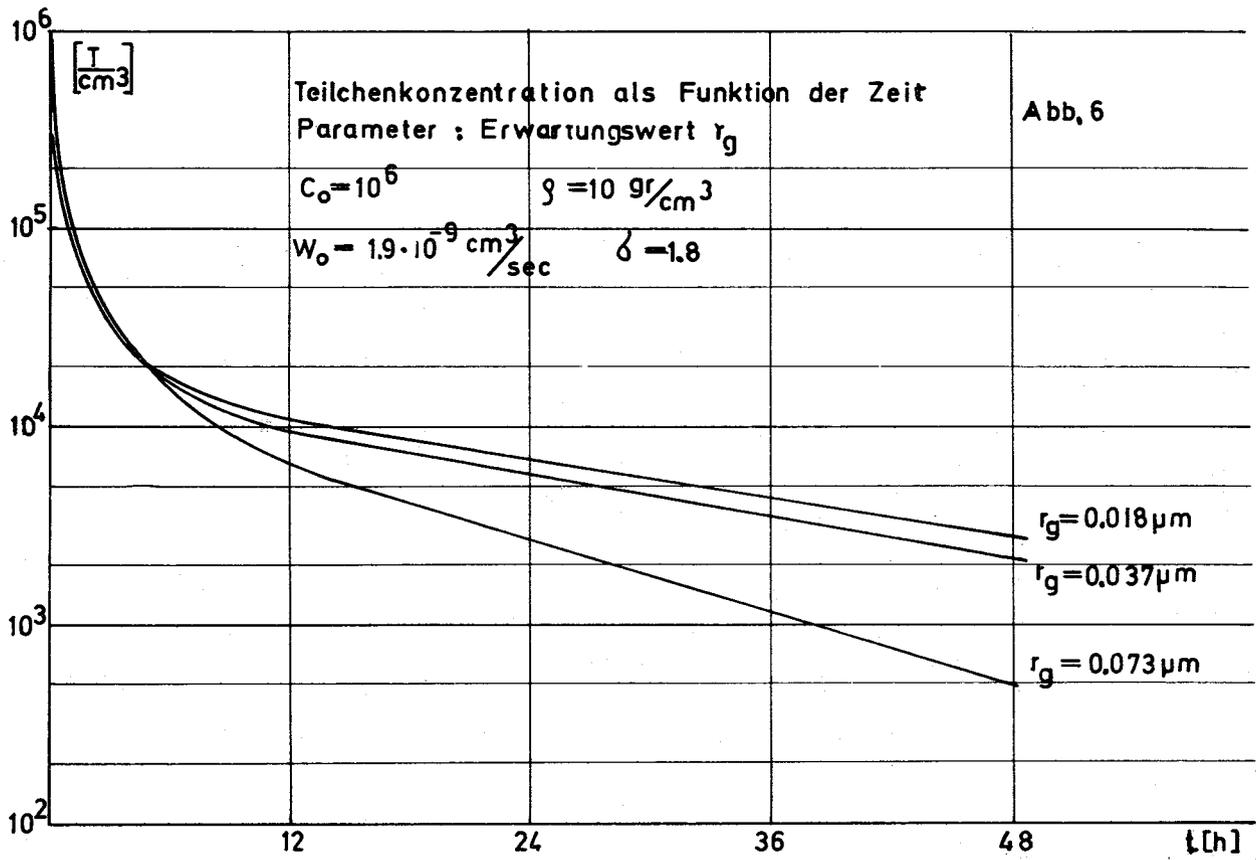
$$D \cdot \frac{\partial C_T(r,t)}{\partial R} = 0 \quad \text{für } R = R_0$$

Ergebnisse : Verteilung der Teilchengröße als Funktion der Zeit : $C(r,t)$

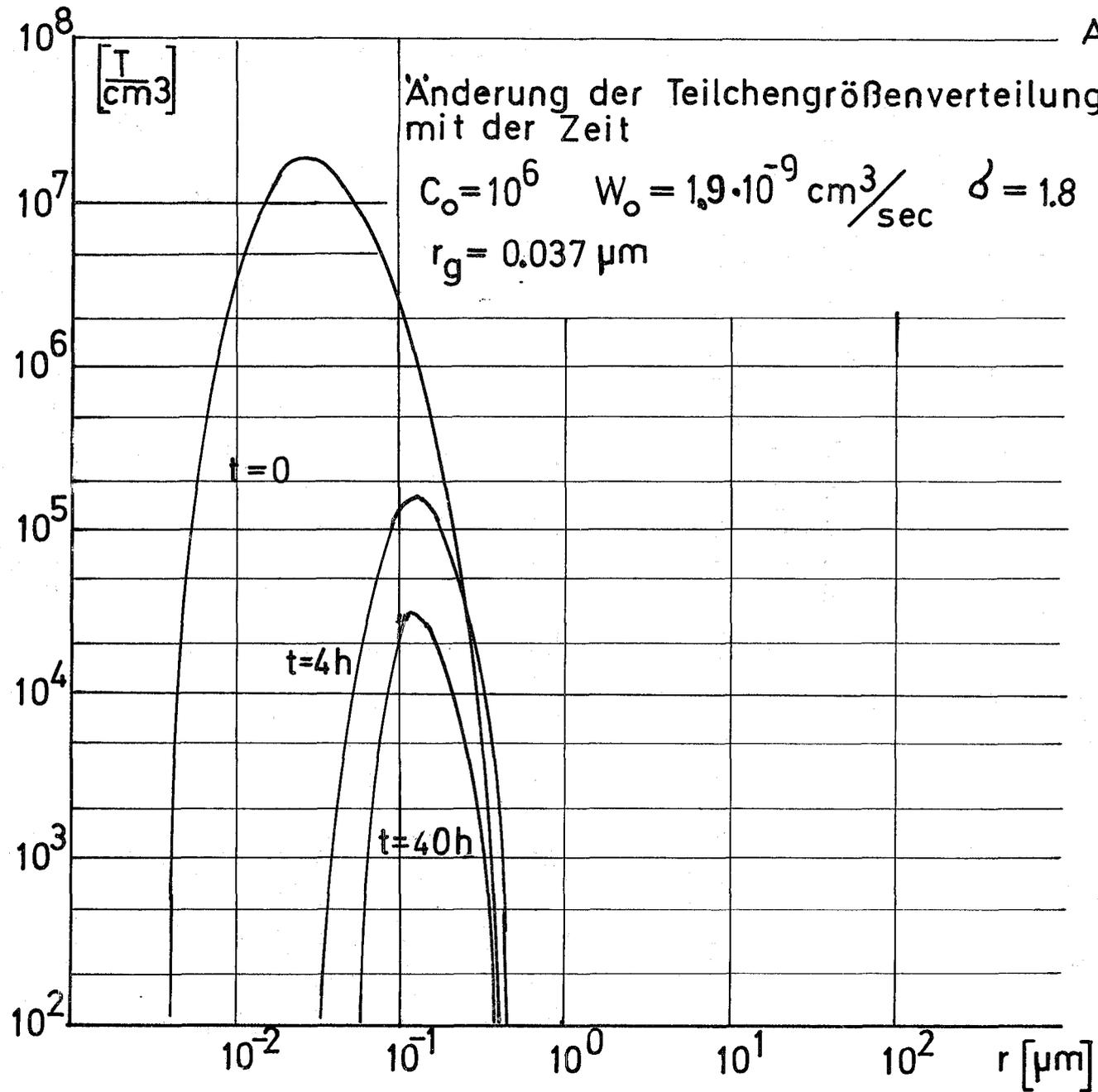
Teilchenkonzentration als Funktion der Zeit :
$$C(t) = \int_0^{\infty} C(r,t) dr$$







125 - 10



1252. Versuche an Natrium-Bränden hinsichtlich Aktivitätsfreisetzung
in Störfällen

(S. Jordan, IAR/AFTS)

Im Anschluß an Literaturstudien und theoretische Analysen und Berechnungen (1) über Natrium-Luft- und Natrium-Wasser-Reaktionen ist ein Versuchsprogramm aufgestellt worden, das hinsichtlich der Beschreibung von Natriumbränden bei Reaktorstörfällen noch offene Fragen innerhalb der drei folgenden Problembereiche klären soll:

1. Aerosolerzeugungsraten bei Natrium-Luft-Reaktionen
2. Filterverhalten gegenüber Natriumoxyd-Aerosolen
3. Selektierung von Nukliden bei Natriumbränden

Die Experimente zur Klärung dieser Fragen sollen in einem Versuchskessel durchgeführt werden. Deshalb wurden Berechnungen und Simulationsversuche über das strömungstechnische und reaktionskinetische Verhalten von flüssigen Natriumstrahlen angestellt, die zur Konzipierung und Auftragserteilung eines Reaktionsgefäßes führten.

Vorversuche beschränkten sich bisher auf Fragen der Aerosolmeßtechnik:

Die Messung der Aerosolerzeugungsraten soll durch physikalische und chemische Analysen der Reaktionsproduktaerosole ergänzt werden. Für die Bestimmung der Massenkonzentration des im Reaktionsprodukt Aerosol enthaltenen Natriums wurde eine kontinuierlich messende Anordnung aufgebaut und erprobt.

Die Natriumoxid-Aerosole werden in Wasser ausgewaschen und durch eine Meßzelle gepumpt, und die Leitfähigkeit der bei der Aerosol-Wasser-Reaktion entstehenden Natronlauge wird gemessen. Ein Leitfähigkeitsmeßgerät ist so geeicht, daß mit der Leitfähigkeit direkt auf die im Aerosol enthaltene Menge an Natrium geschlossen werden kann.

Zur Ermittlung der optimalen Dimensionierung des Auswaschgefäßes wurden Natriumoxid-Aerosole durch verschiedene Waschflaschen-Kolonnen geleitet und der relative Anteil des gelösten Aerosols in jedem Teil der Kolonne bestimmt. Eine Verlängerung der Verweilzeit des Aerosol-Gas-Gemisches in

der Flüssigkeit durch Glaskugeln oder Glaswolle führte zu einer befriedigenden Auswaschrates von mehr als 99 %.

Bis zur Fertigstellung des Reaktionsgefäßes im Frühjahr 1971 sollen Versuche an einem mit flüssigem Stickstoff gekühlten Auffänger für den Natriumstrahl und Vorversuche hinsichtlich der chemischen Analyse der Reaktionsprodukte abgeschlossen sein.

Veröffentlichung:

- (1) K. Keller, Natrium-Luft-Reaktionen als Reaktorstörfall,
KFK-1034 (1970)

126 Natrium-Technologie-Versuche1263. Versuche zur thermo- und hydrodynamischen Core-Auslegung1263.1 Thermo- und hydrodynamische Untersuchungen (Theorie)

(W. Baumann, H. Hoffmann, K. Rust, IRB)

Es wurden vergleichende Betrachtungen zum Druckverlust und zur Kühlmitteltemperaturverteilung am Bündelaustritt durchgeführt (1) (vgl. auch [1]). Als Abstandshalter wurden dabei gitter- (Waben-, Rhombus- und Röhrgitter) und wendelförmige Typen (1 Draht, 3, 6 Wendelrippen pro Stab) betrachtet.

Die Temperaturverteilung des Kühlmittels im Austrittsquerschnitt eines Brennelementes hängt von der Größe der Innen- und Wandkanäle und von der Zahl der Stäbe im Bündel ab.

Mit zunehmender Bündelgröße wächst die Zahl der Wandkanäle linear, die der Innenkanäle quadratisch an. Da sich die Temperatur der "kalten" Wandkanäle nur wenig ändert, muß aus Bilanzgründen die Temperatur der "heißen" Innenkanäle mit steigender Stabzahl zum Querschnitts-Mittelwert hin sinken. Rechnungen zur Temperaturverteilung in Viertelstabbündeln sind deshalb mit der betreffenden Stabzahl durchzuführen.

Für die Berechnung der Temperaturverteilung im Brennelement des SNR 300 wurde das MISTRAL-Programm [2] auf 169 Stäbe erweitert. Die Rechenergebnisse sind über der Wandtraverse (Abb. 1) dargestellt. Sie zeigen (Abb. 2), daß sich die Übertemperaturen nur sehr wenig vermindern [3].

Für einen weiteren Vergleich zwischen Brennelementen mit verschiedenen Abstandshaltern wurden mit dem RELAX-Programm [4] die Temperaturverteilungen in der Hüllrohrwand an den Abstützstellen der Stäbe berechnet. Die Aufgabenstellung wurde als reines Wärmeleitproblem für Kolben-Strömung gelöst, was für den gültigen Anwendungsbereich ($p/d \leq 1,317$; $Pe \leq 600$) als zulässig erscheint [5]. Unmittelbar unter dem Abstandshalter wurde ein nicht strömender Natriumfilm angenommen.

Der interessierende Stabausschnitt einschließlich Abstandshalter und Flüssigkeitsbereich wurde in ein geeignetes Netzwerk unterteilt. Das Netzwerk für den aufgewickelten Wendeldraht als Abstandshalter ist in Abbildung 3 dargestellt. Es umfaßt 1/6 des Brennstabes mit dem zugehörigen Kühlkanal. Die Zahl der Netzwerkpunkte beträgt 244. Die Wärmebilanz in jedem Punkt des Netzwerkes liefert das gewünschte Temperaturfeld.

Wie Abbildung 3 zeigt, existiert unmittelbar unter dem Abstandshalter an der Innenseite des Hüllrohres eine Übertemperatur von rund 30° C gegenüber dem Hüllrohrteil ohne Abstandshalter.

Eine Gegenüberstellung der betrachteten Abstandshalter enthält Abbildung 4. Dabei ist die Temperatur der inneren Hüllrohrseite über dem Umfang aufgetragen.

Man erkennt:

- Die Temperaturen beim Bündel ohne Abstandshalter variieren um rund 3° C am Hüllrohrumfang. Die höchste Temperatur herrscht an der engsten Stelle zweier Stäbe, die niedrigste in der Mitte zwischen zwei Engstellen ($\varphi = 30^{\circ}$).
- Rippenrohre ergeben direkt unter der Rippe eine Übertemperatur von rund 9° C gegenüber dem Hüllrohr ohne Abstandshalter.
- Die höchsten Temperaturen werden vom Wendeldraht verursacht. Sie betragen rund 30° C gegenüber dem Hüllrohr ohne Abstandshalter.

Die Temperaturunterschiede in dem mit Draht bewickelten Hüllrohr übersteigen damit erheblich die Temperaturunterschiede in den durch Röhrenchengitter oder Rippen abgestützten Hüllrohren.

Die Ergebnisse dieser hydro- und thermodynamischen Untersuchungen zeigen, daß der auf Brennstäben aufgewickelte Draht die ungünstigste Lösung des Abstandshalterproblems darstellt.

Gitterförmige Abstandshalter sowie 3 und 6 Wendelrippen pro Stab eignen sich beim betrachteten Stabteilungsverhältnis bis auf geringfügige Unterschiede in gleich guter Weise. Sie erzeugen bei niedrigem Druckverlust ausgeglichene Temperaturprofile in der Strömung.

Der Einsatz von Gitterplatten bei großen Stabteilungen erfordert jedoch geringe Versperrungsflächen im Bündelquerschnitt und kleine Kühlkanäle an der Kastenwand.

Literaturhinweise zu 1263.1:

- [1] W. Baumann, H. Hoffmann, R. Möller:
 "Fuel Rod Bundles with Various Spacer Designs for Sodium Cooled Fast Reactors"
 KFK-Ber. 1154, IAEA-SM-130/8, März 1970
- [2] W. Baumann:
 "MISTRAL - Thermodynamischer Mischströmungsalgorithmus für Stab-
 bündel (16740): - ein digitales Rechenprogramm zur Ermittlung
 örtlicher Temperaturen und Massenströme in 61-Stabbündeln unter
 Berücksichtigung der Kühlmittel-Quervermischung und des Energie-
 austausches durch Wärmeleitung-."
 KFK-Ber. 988, Juni 1969
- [3] 2. PSB-Vierteljahresbericht 1970, KFK - Ber. 1270/2
- [4] S. Malang, K. Rust:
 "RELAX - Ein Fortran-Programm zur numerischen Bestimmung von
 Temperaturfeldern mittels der Relaxationsmethode der Thermodynamik."
 KFK-Ber. 1053, September 1969
- [5] O.E. Dwyer, H.C. Berry:
 "Slug-Flow Nusselt-Numbers for In-Line Flow Through Unbaffled
 Rod Bundles."
 Nuclear Science and Engineering, 39, 143-150, 1970

Veröffentlichungen im Berichtszeitraum:

- (1) W. Baumann, H. Hoffmann, K. Rust:
 "Auswahl von Abstandshaltern für die Brennelemente Schneller
 Brutreaktoren"
 Intern. Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements,
 Karlsruhe, September 1970, pp 47

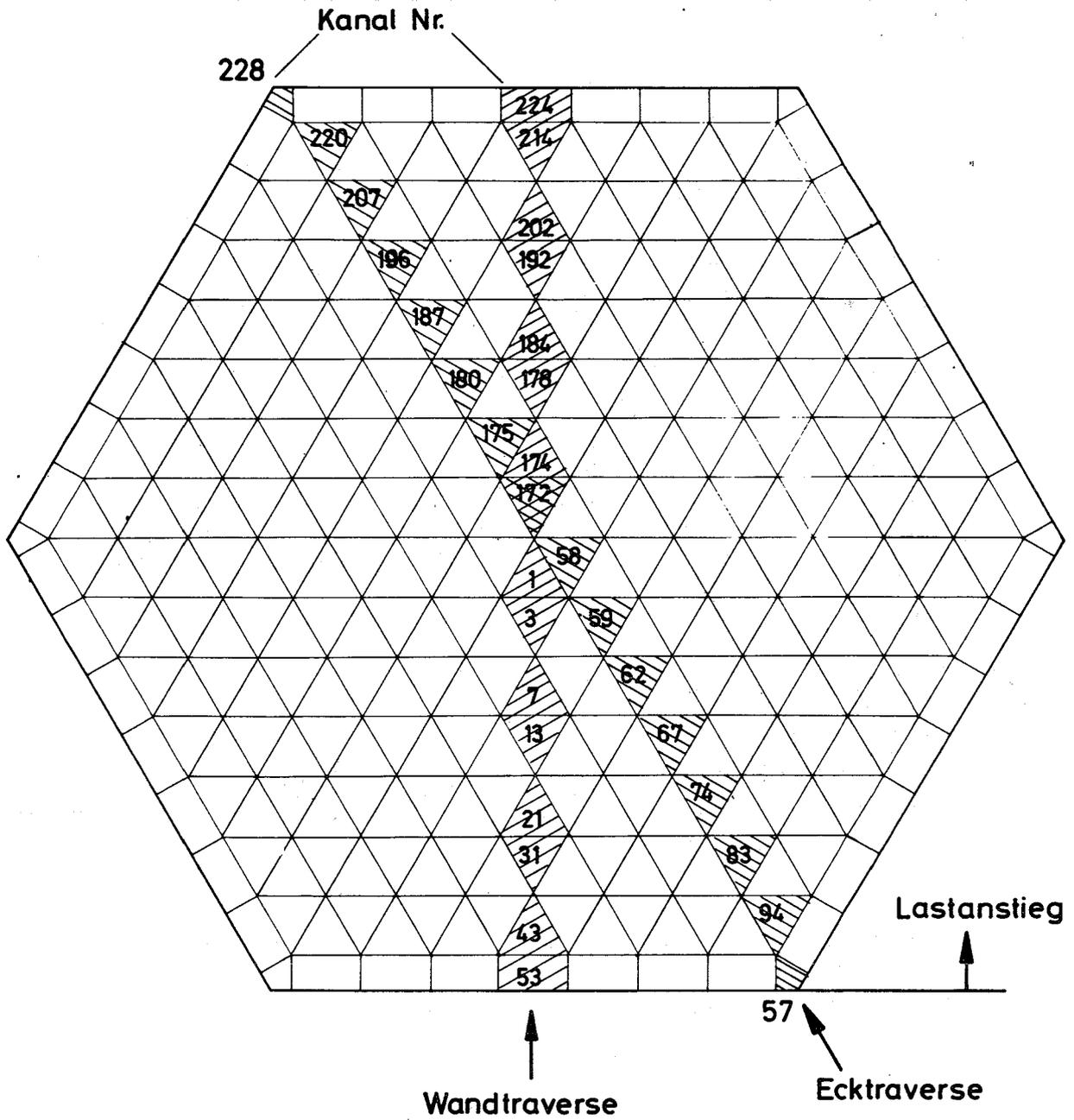


Abb. 1 Lage von Wand- und Ecktraverse für die Berechnung der Temperaturprofile im Querschnitt eines 169 - Stabbündels

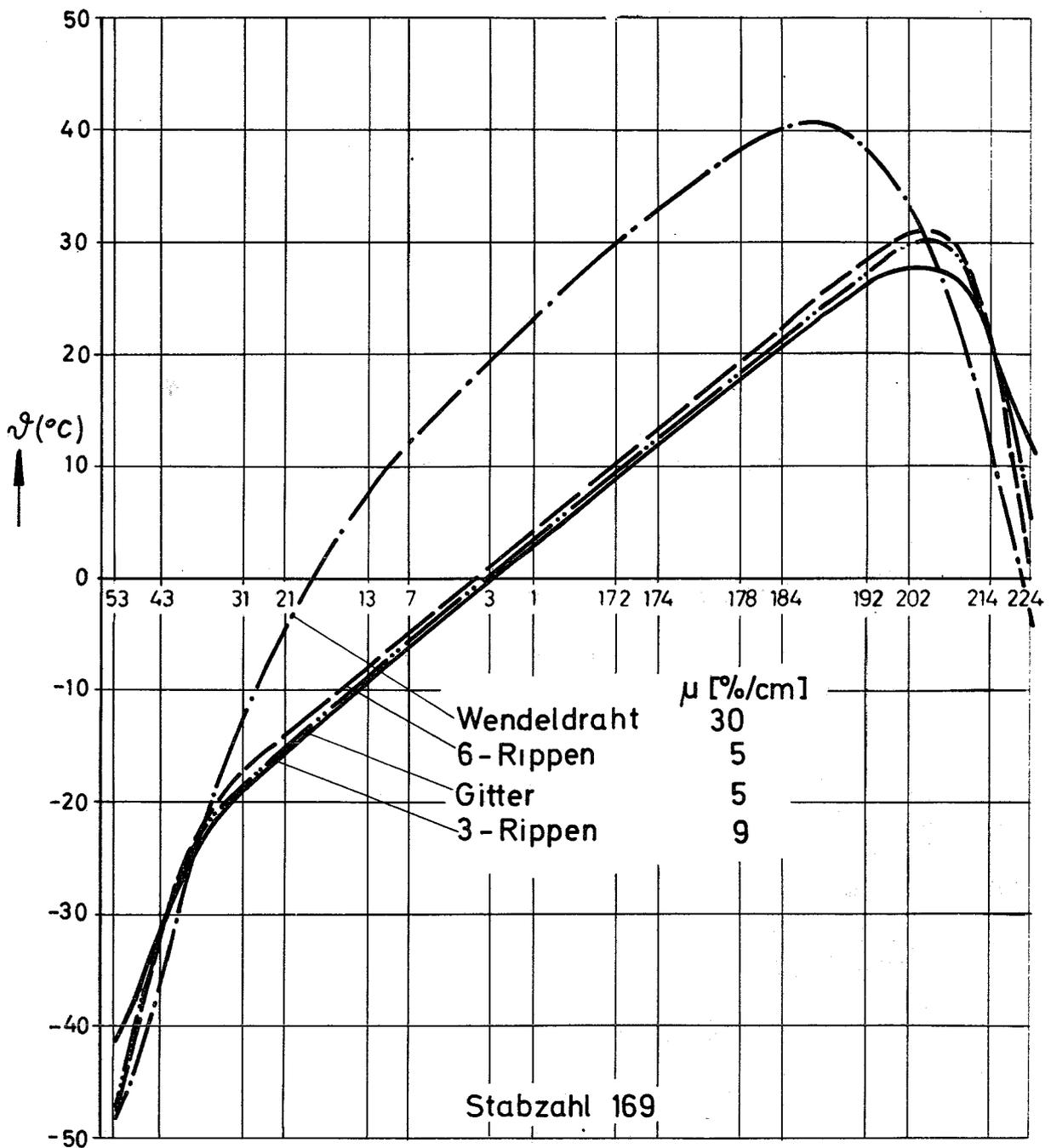


Abb. 2 Kühlmitteltemperatur im Austrittsquerschnitt eines Brennelementes $\vartheta = t_{\text{aus}} - (t_{\text{aus}})_m$ für verschiedene Abstandshaltertypen.

(Wandtraverse, parallel zum Lastgradient)

Belastungsart: Schiefast 16,7 % ; 600 W/cm

Abmessungen: SNR

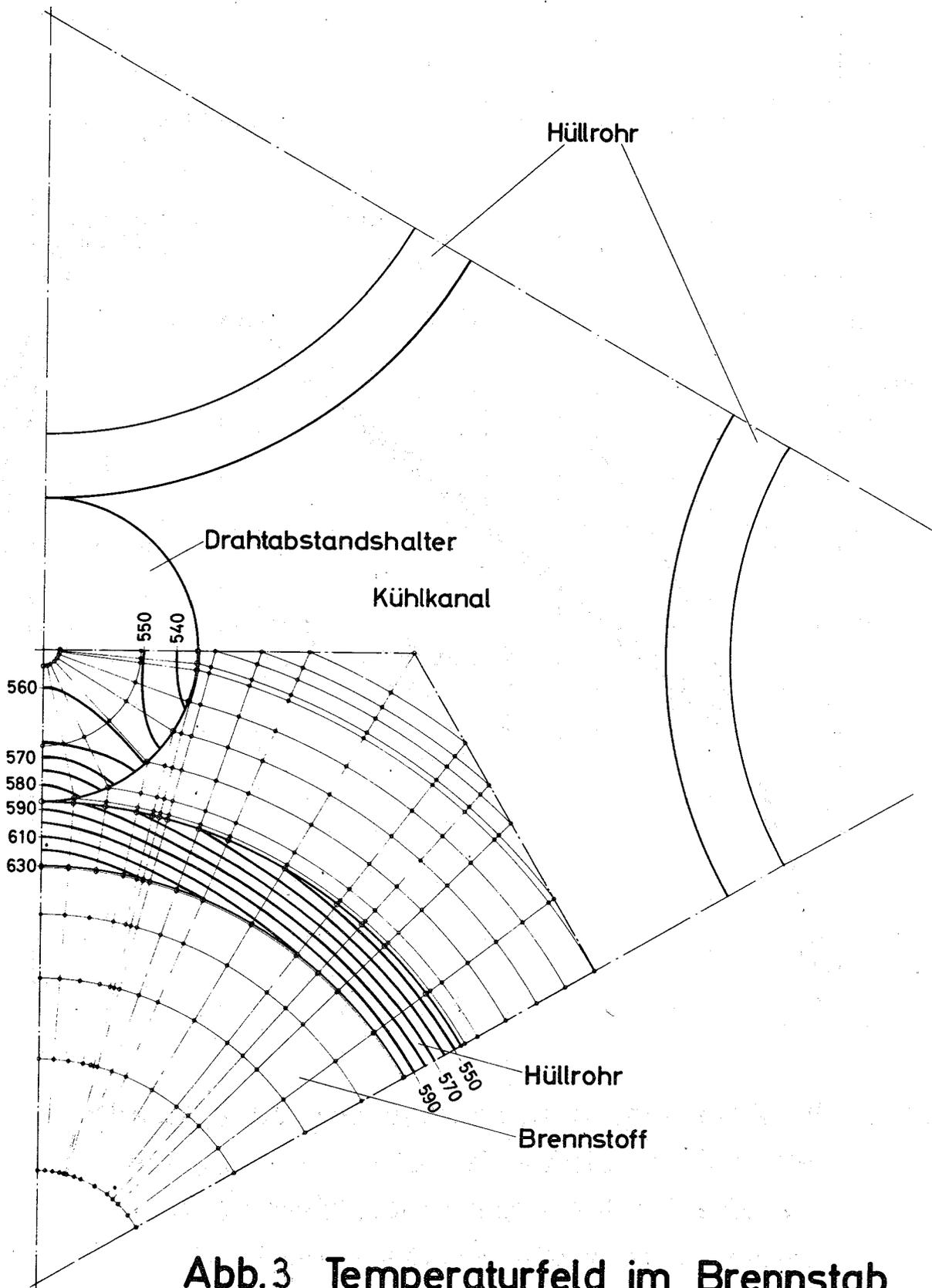


Abb.3 Temperaturfeld im Brennstab mit Drahtabstandshalter [°C]

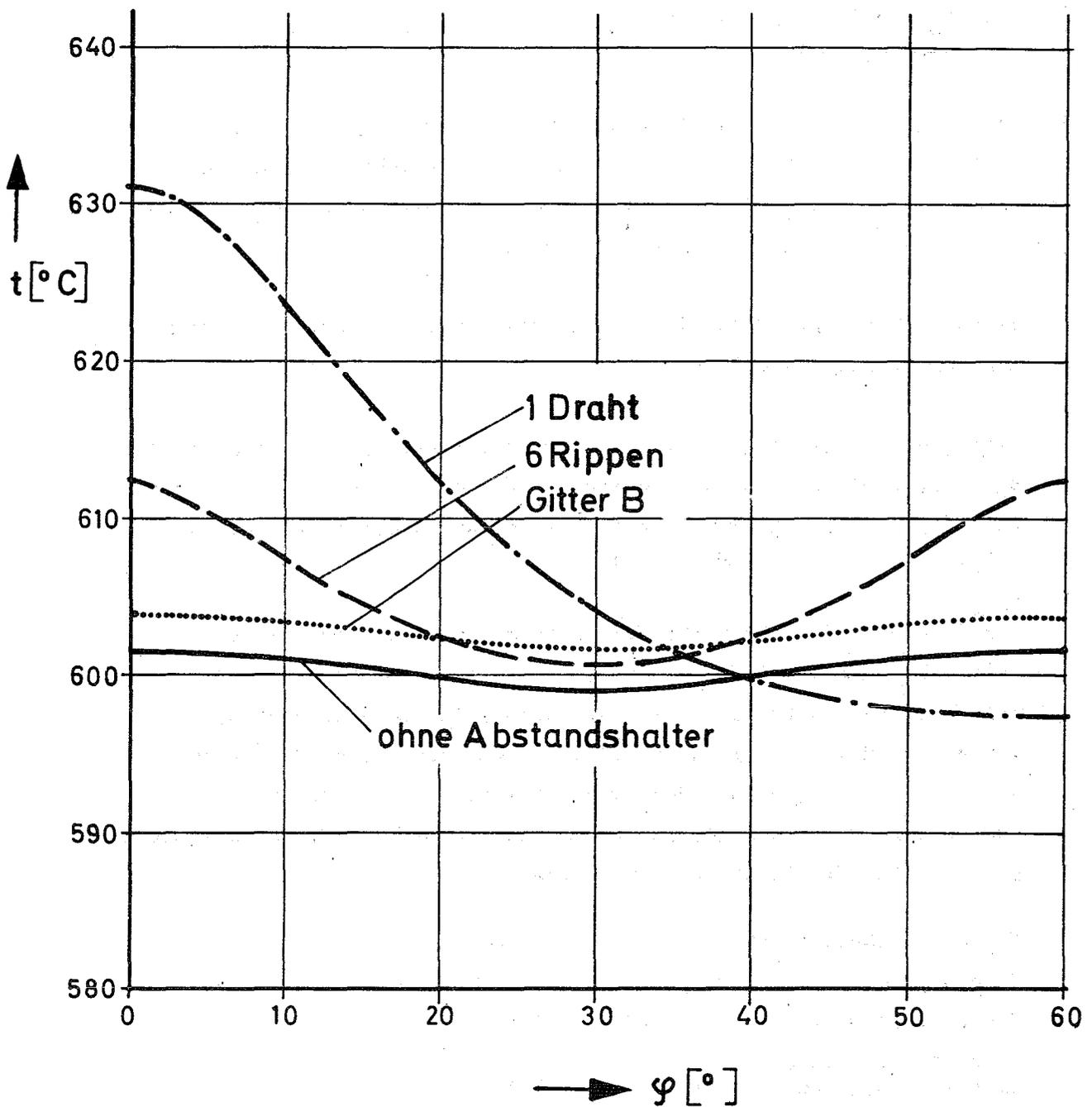


Abb. 4 Temperaturverteilung im „Heißen Kanal“ am inneren Hüllrohrumfang für verschiedene Abstandshaltertypen.
 Na.-Temperatur: 530 °C
 max. Stableistung: 530 W/cm
 $\varphi=0$: Engste Stelle eines Kühlkanals

1263.14 Entwicklung und Erprobung von Hochleistungsheizstäben
(Casal, IRB)

Die im IRB entwickelten Heizstäbe besitzen als Isolator heißgepreßtes Bor-Nitrid und einen Stromleiter aus Edelstahl beziehungsweise einer Nickelbasislegierung [1]. Sie ermöglichen bei Oberflächentemperaturen von 700°C Oberflächenbelastungen bis 350 W/cm^2 .

Die Weiterentwicklung BN-isolierter Heizstäbe wird in zwei Entwicklungsrichtungen vorangetrieben:

1. Fertigung von Heizstäben mit pulververdichtetem BN und Stromleitern aus Edelstahl beziehungsweise Nickelbasislegierungen, um Fertigungskosten zu senken und die elektrische Isolation der Heizstäbe zu verbessern.

Das Fertigungsverfahren für Heizstäbe mit verdichtetem BN wurde weiterentwickelt, so daß die Herstellbarkeit der Heizstäbe nach diesem Verfahren heute gesichert erscheint. In Durchbrennversuchen wurden mit diesen Heizstäben die gleichen Leistungsdichten erreicht, wie sie Stäbe mit heißgepreßtem BN aufzeigen. Diese lag bei 150°C Hüllentemperatur zwischen 930 W/cm^2 und 1060 W/cm^2 . Die untersuchten Stäbe hatten die folgenden Abmessungen:

Hüllendurchmesser außen:	6,2 mm
Hüllendurchmesser innen:	5,4 mm
BN-Schichtstärke:	ca. 0,7 mm
gemessene Zentraltemp. im stromführenden Leiter:	1100 - 1170 $^{\circ}\text{C}$.

Erste Versuche zur Bestimmung des Langzeitverhaltens sind angelaufen. Bei 150°C Hüllentemperatur werden zur Zeit 2 Stäbe mit 550 W/cm^2 betrieben. Als Versuchszeit sind ca. 700 h vorgesehen. Nach Abschluß dieser Untersuchungen wird die Erprobung der Heizstäbe im Temperaturbereich um 700°C durchgeführt (Dampf- beziehungsweise Na-Kühlung).

2. Fertigung von Heizstäben, wahlweise mit heißgepreßtem oder pulververdichtetem BN und Stromleitern aus hochschmelzenden Metallen wie Nb, Ta, Mo, Wo und deren Legierungen, um die erreichbare Leistungsdichte weiter zu steigern.

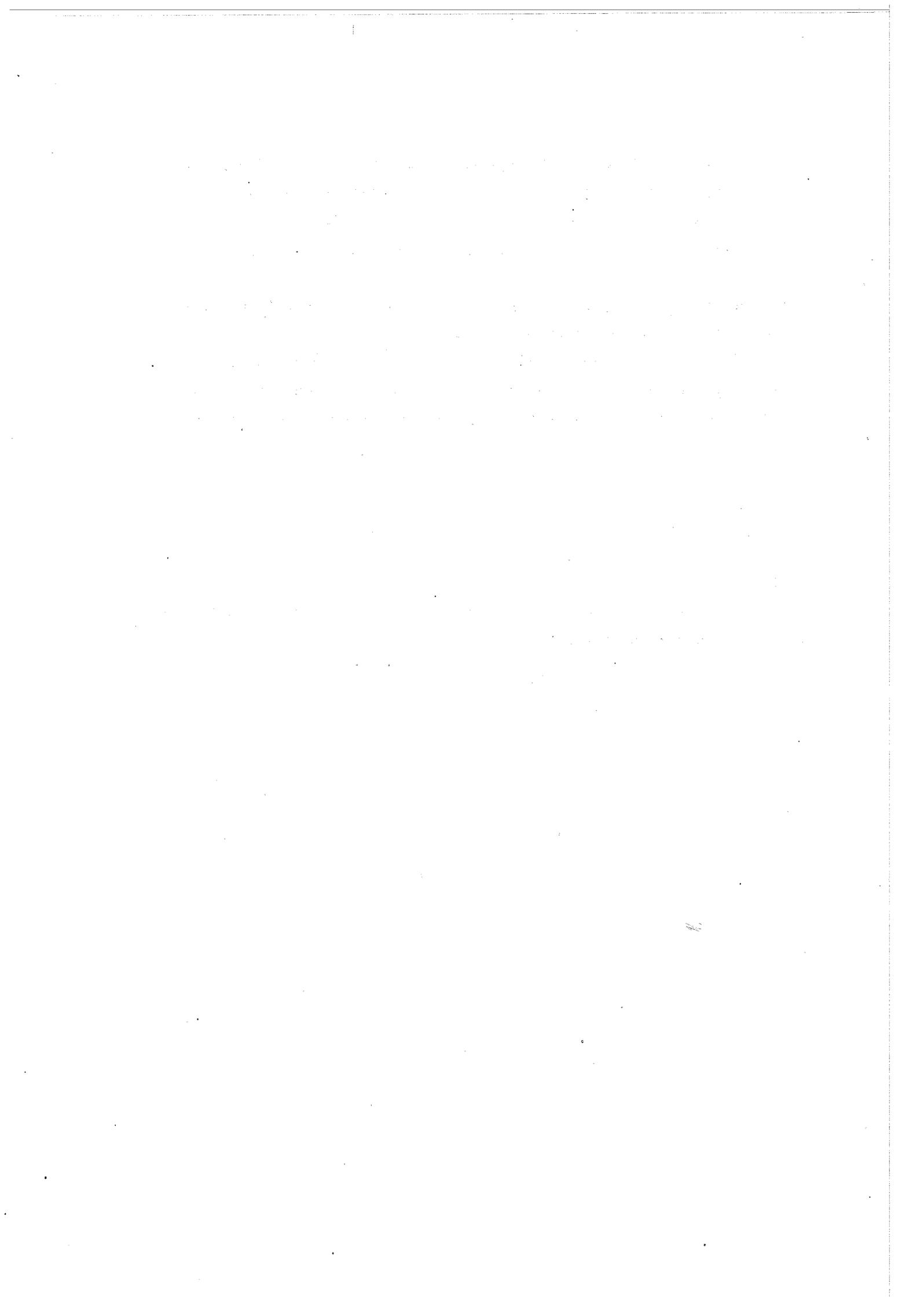
Die bessere Temperaturbeständigkeit dieser Werkstoffe wird es erlauben, die maximal zulässige Leitertemperatur von derzeit ca. 1000^o C zu erhöhen. Damit wird eine Steigerung der Heizflächenbelastung wie auch der Hüllentemperatur möglich.

Zur Auswahl geeigneter Leitermaterialien wurden Verträglichkeitsversuche zwischen verschiedenen Leiterwerkstoffen und BN durchgeführt. Die Proben wurden bei 1250 und 1500^o C über 50 beziehungsweise 100 h geglüht. Erste Untersuchungen zeigten Reaktionszonen an den Grenzflächen. Die endgültige Auswertung erfolgt in Zusammenarbeit mit dem IMF.

[1] V. Casal:

"Heizstäbe mit indirekter Widerstandsbeheizung zur Simulierung von Kernbrennstäben"

KFK-Ber. 894, März 1969



127 Thermo- und hydrodynamische Versuche in Gas und Dampf1271. Heliumversuche1. Druckverlust- und Wärmeübergangsmessungen mit Helium

(K. Maubach, INR)

Die Auswertung der im Zweijahresbericht 1968/69 (KFK-Ber. 1269) beschriebenen Versuche an einem Bündel mit neun glatten Stäben wurde abgeschlossen. Die Hauptdaten der Versuche sind in der folgenden Tabelle zusammengestellt:

Teststrecke: 9-Stabbündel.

Abstandsverhältnis $c/d = 1,283$

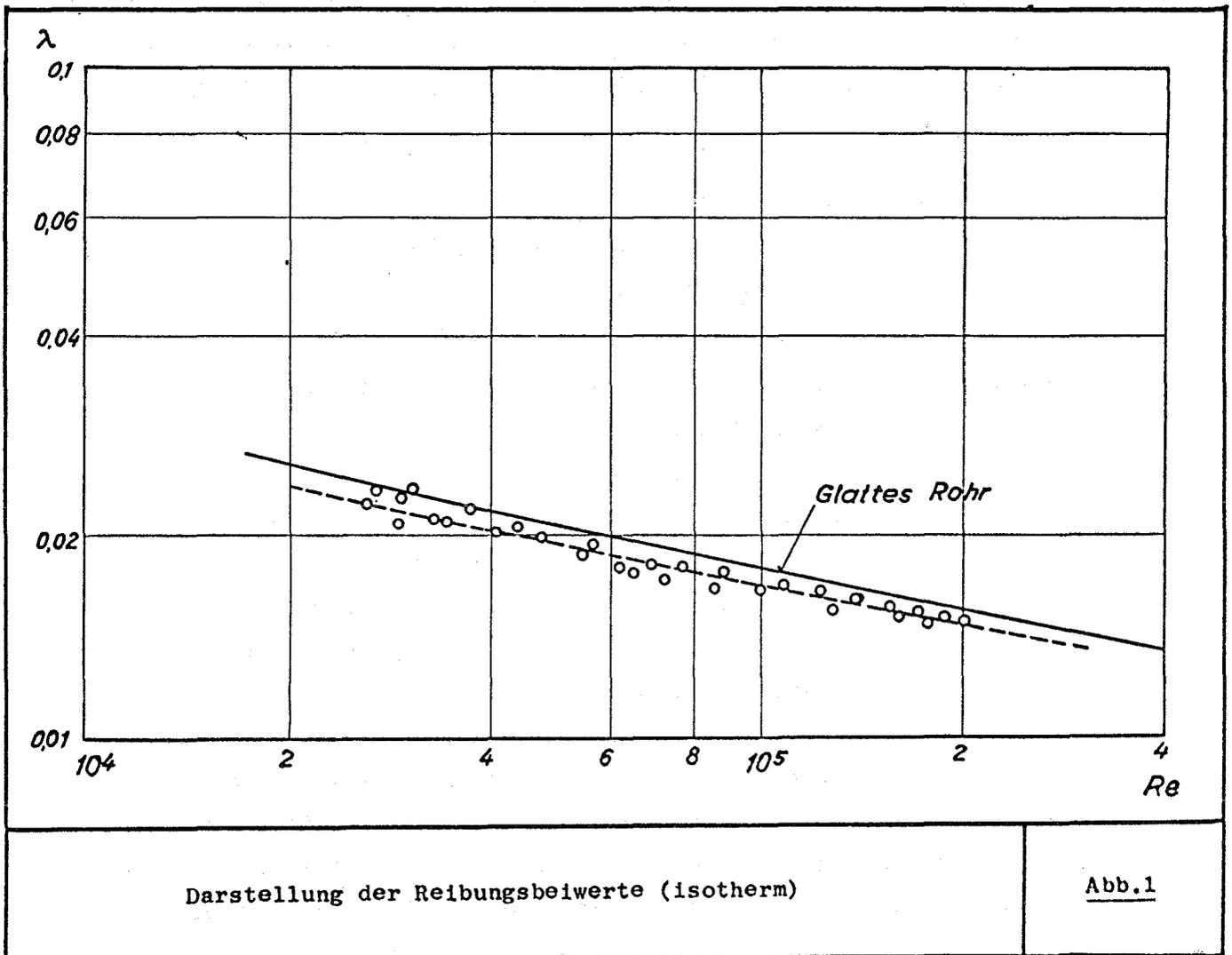
Führungsrohr quadratisch

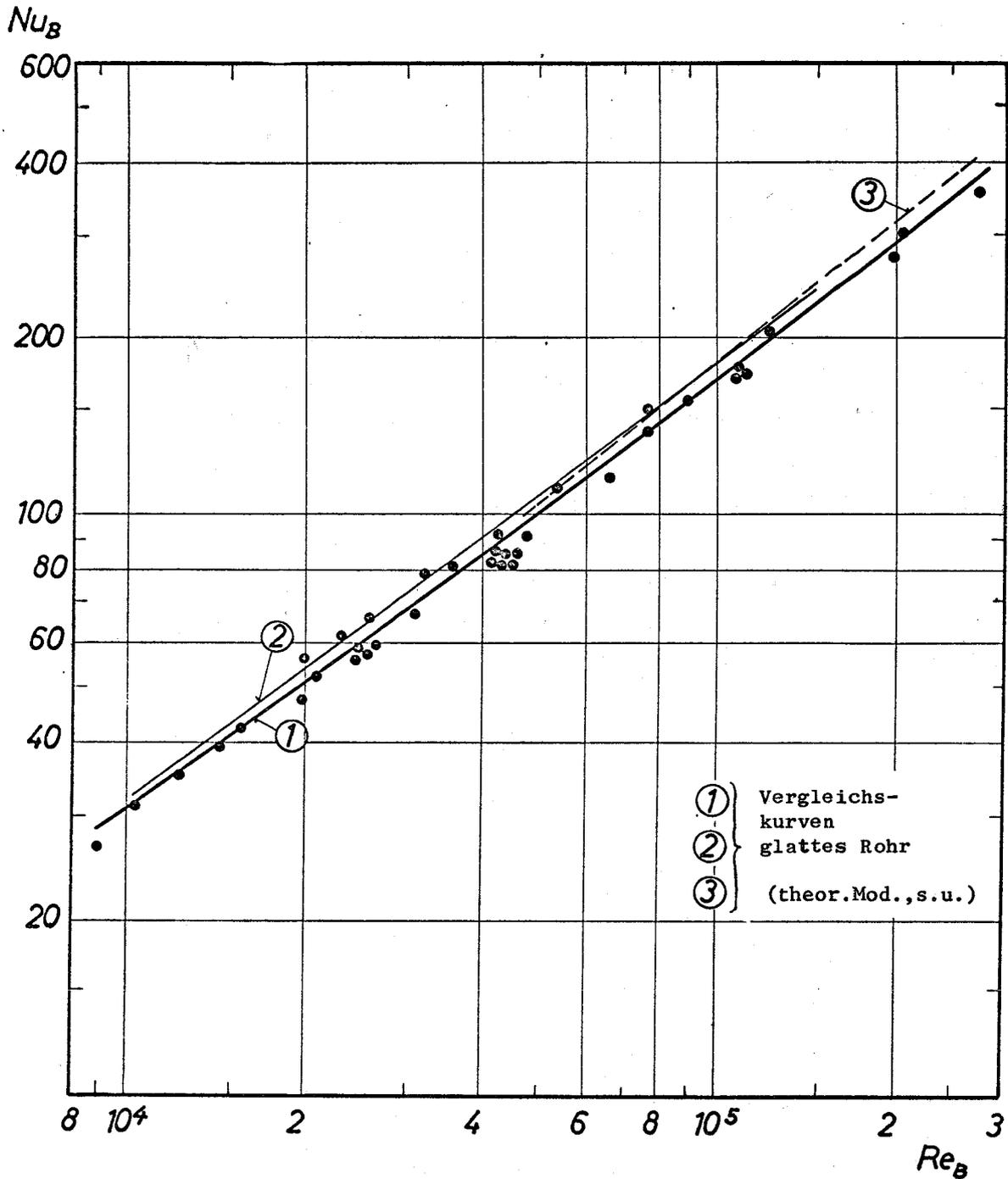
Wandabstandsverhältnis $a/d = 1,23$

Versuche:	Heliumdurchsatz max.	1 kg/sec
	Helium-Druck	bis 40 ata
	He-Eintritts-Temper.	bis 200° C
	Heizleistung	30 - 300 kW
	Stableistung	bis 165 W/cm
	Flächenleistung	bis 30 W/cm ²
	Reynoldszahl	$10^4 \leq Re \leq 3 \cdot 10^5$
	Temperaturfaktor	$1 \leq T_w/T_B \leq 1,4$

Der ermittelte Gesamtreibungsbeiwert λ ist in Abbildung 1 dargestellt, zusammen mit einer Vergleichskurve für das Kreisrohr. In Re und λ ist der hydraulische Durchmesser mit dem gesamten Querschnitt und benetzten Umfang gebildet. Die Meßwerte liegen 7 % unter den Kreisrohrwerten.

Die ermittelten Nusseltzahlen sind in Abbildung 2 zusammen mit drei Vergleichskurven für das Kreisrohr dargestellt. Die Meßwerte wurden für die zentralen Kanäle ausgewertet (∞ -Anordnung) und liegen nur gering unter den Kreisrohrwerten.





① Gleichung aufgrund der Prandtl-Analogie

② $Nu = Re^{0.75} / 31$ (für $Pr \approx 1$)

③ $Nu = 0.023 Re^{0.8} Pr^{0.4}$

2. Laminarströmung in Stabbündeln

(K. Rehme, INR)

Für die inkompressible, isotherme, voll ausgebildete Laminarströmung durch Stabbündel wurden Werte des Geometriefaktors K im Druckverlustgesetz $\lambda \cdot Re = K$ (λ =Druckverlustbeiwert, Re = Reynoldszahl, gebildet mit dem hydraulischen Durchmesser) berechnet. Dazu wurde die Poisson'sche Gleichung mit DIXI numerisch gelöst. Betrachtet wurden die Unterkanäle in Stabbündeln (Abb. 3) für hexagonale und quadratische Stabanordnung über einem großen Bereich der Geometrieparameter: Stababstandsverhältnis P/D und Wandabstandsverhältnis W/D . Die so ermittelten Geometriefaktoren sind für alle Unterkanäle in Diagrammen dargestellt. Abbildung 4 zeigt die Geometriefaktoren K für Wandkanäle als Linien $K = \text{konst}$ in Abhängigkeit von P/D und W/D . Mit den Ergebnissen dieser Untersuchung kann der Druckverlust für die laminare Strömung in Stabbündeln in allen vorkommenden Fällen genau berechnet werden.

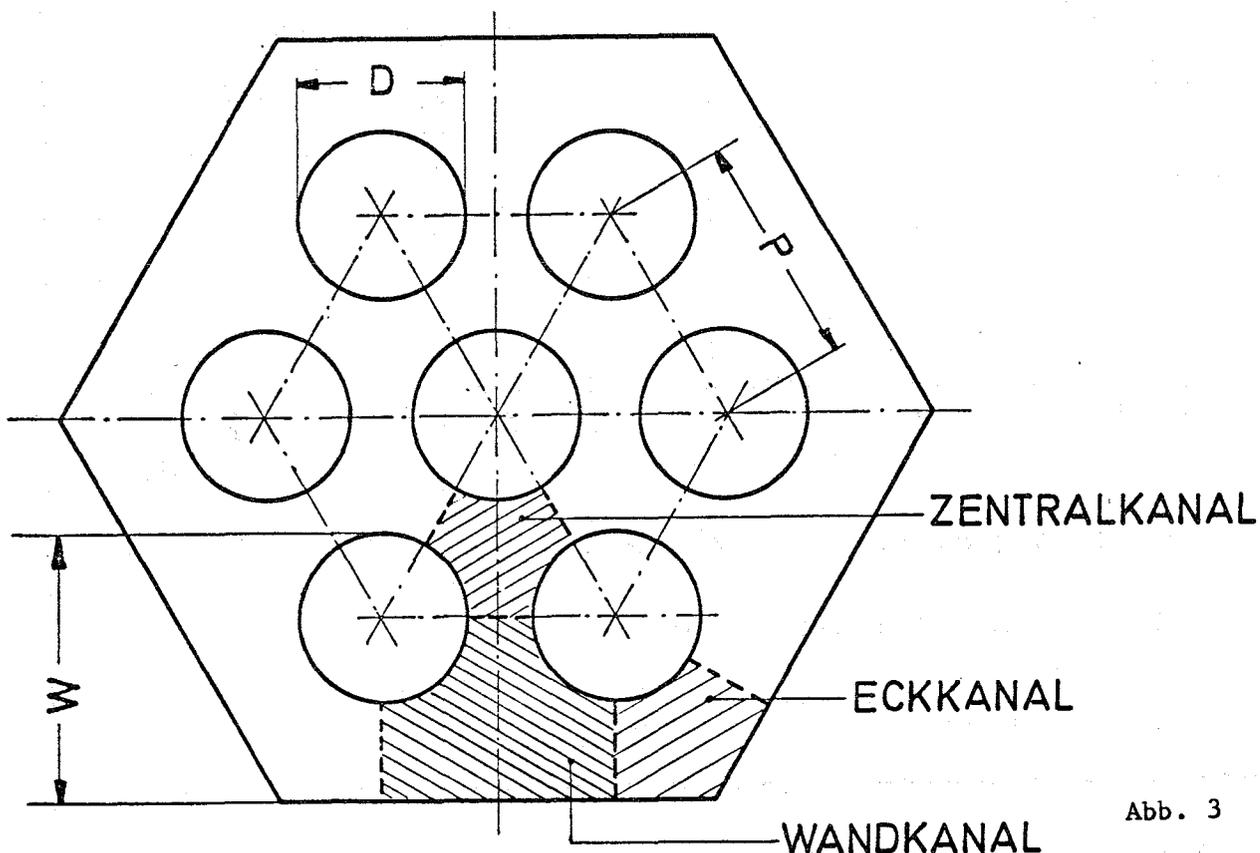


Abb. 3

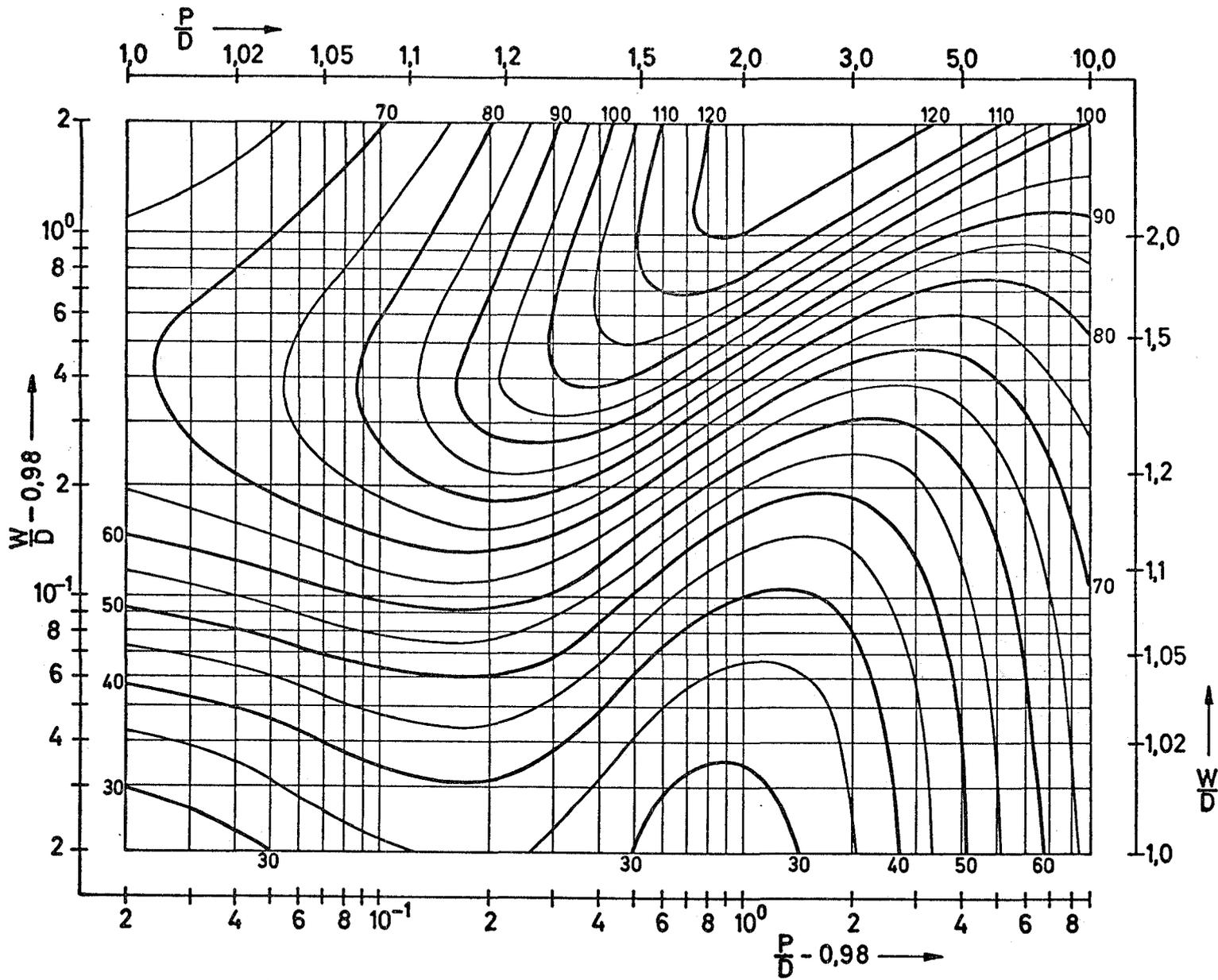


Abb. 4

GEOMETRIEFAKTOR K - WANDKANAL



128. Reaktorentwurfsarbeiten

(Beiträge hierzu werden im nächsten Vierteljahresbericht erscheinen)

130. Schneller Hochfluß-Testreaktor FR 3**1. Core-Entwurf (G.Class, Y.S.Hoang, K.Kleefeldt, F.Schmidt *, IRE)**

Die Unterdrückung der thermischen und der Schwell-Verbiegungen im Core mittels der Kernverspannung führt zu erheblichen Querdruckkräften auf die Brennelementkästen in den Verspannungsebenen. Die Ermittlung der für den einzelnen Brennelementkasten zulässigen Querdruckkräfte ist schwierig, weil die primär unbelasteten Kastenquerschnitte in der Umgebung der Krafteinleitung eine sehr erhebliche Stützwirkung ausüben. Zur möglichst einfachen Abschätzung dieser Stützwirkung wurde deshalb auf ein stark vereinfachtes Rechenmodell zurückgegriffen, das lediglich die geometrischen Daten eines Brennelementkastens physikalisch sinnvoll verknüpfen soll und dessen Ergebnisse mit einer irenen Konstante und mit Formfaktoren an Versuchsergebnisse angepaßt wurden.

Für den FR 3-Brennelementkasten mit 70 mm Schlüsselweite, 2,0 mm Wandstärke und einer Pflasterlänge von 50 mm ergibt sich eine zulässige Querdruckbelastung von 256 kp. Die gewonnenen Näherungsbeziehungen eignen sich vermutlich als Auslegungsgleichungen. Um in Zukunft genaue Nachrechnungen vornehmen zu können soll das MIT-ICES-STRUDL-2-Programm zum Einsatz kommen.

Die bisherigen Core-Verspannungsrechnungen waren für ein FR 3-Core mit Brutmantel durchgeführt worden. Für die FR 3-Feasibility-Studie wurde dann aber ein Core mit Nickelreflektor als Referenzlösung gewählt. Infolge der wesentlich besseren Reflektorwirkung des Nickelreflektors ergibt sich am Corerand eine starke Abflachung, des thermischen Flußes, aus der eine wesentliche Verringerung der thermischen Brennelementverbiegungen folgt. Die gewählte Referenzlösung machte eine vollständige Neuberechnung der Coreverspannung erforderlich.

* Delegiert von Fa. AEG

Die im verspannten Kern auftretenden maximalen Beanspruchungen der Brennelemente durch Querdruckbelastung wurden am Beispiel des FR 3-Cores mit Brutmantel weiter untersucht. Hierbei wurde der Dreierzyklus der Corebelastung und die Elementdrehung um 180° azimuthal bei $1/3$ -Standzeit berücksichtigt. Untersucht wurden im wesentlichen die Verhältnisse in der Coreverspannungsebene, die im unteren Coredrittel liegt, da in dieser Ebene die Verspannungskräfte zum Corezentrum hin gerichtet sind. Weil in dieser Verspannungsebene die Brennelementschlüsselweiten durch das Strukturmaterialschwellen schon geringfügig beeinflusst werden, darf diese Ebene nicht mehr als dichte Packung behandelt werden. Es wurden deswegen verschiedene Rechenmodelle erprobt, deren Rechenergebnisse der Problemidentifikation dienen. Die Rechenmodelle und die damit erzielten Ergebnisse seien im folgenden kurz beschrieben:

Annahme starrer Brennelementquerschnitte und reibungsfreies Core. Aufstellung eines Tragbildes des Cores, das sich aus den veränderten Schlüsselweiten der Brennelementquerschnitte ergibt (unter der Wirkung der zum Corezentrum hin gerichteten Kräfte bilden sich an vielen Stellen Lücken zwischen den Brennelementen aus). Aus dem Tragbild und aus den Kräften, die an den Brennelementquerschnitten in der Coreverspannungsebene angreifen, kann ein Kraftflußdiagramm aufgestellt werden. Aus diesem Kraftflußdiagramm ergab sich für bestimmte Brennelemente in der Nähe des Corezentrums eine maximale Querdruckbeanspruchung in Höhe von ungefähr 1500 kp.

Die Ermittlung eines zyklusabhängigen individuellen Tragbildes für das Core ist sehr aufwendig. Deswegen wurde ein stark vereinfachtes Tragbild als weiteres Modell verwendet. Voraussetzung waren wieder starre Brennelementquerschnitte, reibungsfreies Core, und statische Bestimmtheit des Systems. Aus dieser Rechnung folgten für denselben Fall wie oben für Elemente in der Nähe des Corezentrums maximale Querdruckbeanspruchungen in Höhe von ca. 900 kp.

Die Veränderungen der Brennelementschlüsselweiten in der Coreverspannungsebene durch das Strukturmaterialschrumpfen sind von derselben Größenordnung wie die zulässigen Verformungen der Brennelementquerschnitte infolge der Querdrukbelastungen. Mit der Annahme elastischer Kastenquerschnitte wurde ein weiteres vereinfachtes Rechenmodell aufgestellt. Es setzt voraus, daß sich die Elementquerschnitte unter der Wirkung der zum Corezentrum hin gerichteten Kräfte soweit verformen, daß sich die Brennelemente ringweise zu einer dichtgepackten elastischen Kernscheibe mit zu bestimmendem Radius zusammenschließen. Die außerhalb dieser Kernscheibe befindlichen Brennelemente drücken auf den äußeren Rand dieser Scheibe. Die maximale Querdrukbeanspruchung der Brennelemente ergibt sich aus der Verformung, die zum Zusammenschluß zu der elastischen Kernscheibe notwendig ist, aus den Spannungen, die sich in der elastischen Kernscheibe einstellen, sowie aus den Randbelastungen der Kernscheibe. Außerdem muß im Einzelfall geprüft werden, ob nicht einzelne Elemente außerhalb der Kernscheibe noch höhere Beanspruchungen erleiden. Schließlich ist noch die Ungleichförmigkeit der Elementbeanspruchung in den einzelnen Ringen, bzw. am Kernscheibenrand zu beachten. Aus diesen Rechnungen ergaben sich maximale Brennelementbeanspruchungen kleiner 200 kp.

Die eben beschriebenen Modellrechnungen zeigen deutlich, daß bei der Ermittlung der Querdrukbeanspruchung der Brennelemente in den Verspannungsebenen die elastische Verformung der Brennelementquerschnitte unbedingt beachtet werden muß. Das verwendete Rechenmodell (Kernscheibenmodell) ist jedoch noch zu stark vereinfacht, um genaue Aussagen zu liefern. Es ist notwendig, verfeinerte Rechenmodelle für die Kernverspannung auf der beschriebenen Basis zu entwickeln. Die Näherungsrechnungen zeigen jedoch bereits, daß die gewählte Art der Kernverspannung des FR 3-Cores hinsichtlich der Querdrukbeanspruchung der Brennelementquerschnitte durchführbar erscheint.

Es sind weitere Untersuchungen angelaufen, die die beim Brenn-

elementwechsel auftretenden Kräfte und Beanspruchungen, sowie die beim Wiederverspannen des Cores ablaufenden Ordnungsvorgänge einschließlich der Reibverhältnisse betreffen.

Eine weitere Untersuchung betrifft die Machbarkeit von In-core-wärmeisolationen. Die Arbeiten zur Herstellung von Versuchsstücken wurden aufgenommen.

Die laufenden Arbeiten konzentrieren sich im wesentlichen auf die Fertigstellung der FR 3-Feasibility-Studie.

2. Reaktorentwurf

(Grundmann, AEG; U. Hitzschke, A. Müller, IRE)

Nachdem aufgrund der fortgeschrittenen Arbeiten und der detaillierten Aufgaben über einzelne Systeme und Bauteile einige Entscheidungen getroffen werden konnten, wurde die Konzeption des Schnellen Hochfluß-Testreaktors FR 3 überarbeitet. Den Ausgangspunkt aller Betrachtungen stellen die folgenden Entwurfsgrundlagen dar:

- Natriumkühlung über 4 Primärkreise mit indirektem Kreislauf
- spezielle Anforderungen hinsichtlich der Funktion als Testreaktor
- Entkopplung von Testloop- und Treiberbeschickung
- Tankmagazine für abgebrannte Brennelemente
- ortsfeste Manipulatoren auf dem Reaktordeckel
- Nickelreflektor um die Brennstoffzone
- spezielle Regel- und Abschaltssysteme
- Hochdruckraum zwischen den Kerntragplatten
- Tragplatte für die Treiberinstrumentierung
- Zugang zu wichtigen Bauteilen zwecks Überwachung und Wartung
- stationärer Reaktordeckel
- flexible Kernverspannung

Diese Punkte bilden die Basis für den Entwurf.

Gegenüber der vorherigen Variante (siehe 1. Vierteljahresbericht 1970) haben sich einige wichtige Änderungen ergeben:

- 1.) Vergrößerung des Reaktortanks
- 2.) Anordnung von Treiberelementen um die Loops
- 3.) Einbau einer Mischkammer über der Treiber- und Reflektorzone
- 4.) Anordnung des Hochdruckraumes zwischen den Kerntragplatten

Die Hauptabmessungen des Reaktortanks betragen:

Innendurchmesser:	4500 mm
Gesamtlänge:	12 000 mm
Wandstärke:	25 mm

Eine Gefäßverweiterung wurde erforderlich, nachdem Baugröße und Platzbedarf der Manipulatoren und der Absperrschieber für die Tankmagazine vorlagen. Bei der Raumaufteilung müssen neben den bereits genannten Einbauten weiterhin je 4 Natrium-Eintritts- und Austrittsleitungen sowie die 6 Traversenführungsrohre im Tankinnern untergebracht werden.

Die notwendige Verlängerung des Reaktortanks um 650 mm ergibt sich aus dem "Freimaß" des Manipulators, d.h. aus dem Maß, das der Manipulator beim Brennelement-Umsetzen zwischen Oberkante Brennelement und Unterkante Instrumententragplatte für ein ungehindertes Arbeiten benötigt. Für den Umsetzvorgang werden Mischkammer und Tragplatte bis dicht unterhalb des Reaktordeckels gefahren. Die Hublänge, die dem Freimaß entspricht, beträgt ca. 3500 mm.

Der FR 3 Corequerschnitt von früher ändert sich insofern, als um die peripheren Loops herum radial nach außen anstelle der bisherigen Reflektorelemente 5 Treiberelemente angeordnet werden. Durch diese Maßnahme wird der Neutronenfluß in den Randloops angehoben und damit verbessern sich die Testmöglichkeiten.

Der radiale Brutmantel wurde durch einen kaltgefahrenen Ni-Reflektor ersetzt, wodurch eine deutliche Reduktion der Reaktorleistung zu erreichen ist, ($100 \text{ MW}_{\text{th}}$). Werden wie bisher für die Reflektorelemente Brutelemente mit abgereichertem Uran verwendet, so ergeben sich neben einer wesentlich höheren Reaktorleistung, zusätzliche Verbiegungs- und Eigenspannungsprobleme durch die starke Orts- und Zeitabhängigkeit des Plutonium-Aufbaues und damit der Wärmezeugung in diesen Elementen. Der jetzt konzipierte, relativ "kalt" ($< 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$) gefahrene Nickelreflektor unterliegt keiner wesentlichen Verbiegung durch das Strukturmaterialschwellen. Die praktisch gerade gehaltenen Reflektorelemente werden nun als das Core umfassenden Stützmantel zur Coreverspannung herangezogen.

Die Natrium-Austrittstemperatur aus den Treiberelementen beträgt ca. $497 \text{ }^{\circ}\text{C}$, aus den Reflektorelementen ca. $230 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Damit ergibt sich eine Mischtemperatur von $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Um empfindliche Bauteile wie die Hubsäulen vor Thermoschocks bei diesem Mischvorgang zu schützen, wird eine Mischkammer oberhalb der BE-Köpfe vorgesehen, in der die Natriumdurchsätze der Treiber- und Reflektorzone vermischt werden. Die Hubsäulen werden auf dem Mischkammer-Deckel befestigt und befinden sich damit außerhalb der Schockzone.

Eine der wichtigsten Änderungen war die Begrenzung des Hochdruckraumes auf den Bereich zwischen den Kerntragplatten. Die Natrium-Führung erfolgt jetzt in der Weise, daß das eintretende Kühlmittel über die im Inneren des Reaktortanks verlaufenden Leitungen in einen Ringraum einströmt, der sich in Tragplattenhöhe befindet und von dort über Bohrungen in den Raum zwischen den Tragplatten gelangt. Die BE-Füße sitzen in Rohrstützen, die die obere und untere Tragplatte verbinden. Das Natrium strömt durch Schlitze in das Stützeninnere und von dort in den BE-Fuß.

Mit der Begrenzung des Hochdruckraumes auf den Bereich zwischen den Kerntragplatten wird erreicht, daß die Traversen, die das Trimmregelsystem tragen, im Niederdruckraum liegen, keinen großen Belastungen ausgesetzt sind und schwingungsfrei bleiben.

Für den BE-Umsetzvorgang innerhalb des Reaktortanks werden 3 Teleskop-Manipulatoren verwendet, die stationär auf dem Reaktordeckel angebracht sind. Damit wird für das Zwischendeck eine Bauhöhe von 7000 mm erforderlich. Dieses Konzept garantiert eine höhere Verfügbarkeit gegenüber der Variante, bei der der Manipulator nur im Bedarfsfall aus einer Parkposition innerhalb der Reaktorhalle in die Arbeitsposition gebracht wird. Die ortsfeste Anbringung auf dem Reaktordeckel schließt Inspektion, Wartung und Reparatur nicht aus. Der genannte Manipulator kann während des Reaktorbetriebes abgekuppelt werden, da Abschirm- und Dichtschieber integraler Bestandteil des Deckels sind.

Für den BE-Wechsel, der generell vom BE-Umsetzen zu unterscheiden ist, stehen zwei Konzeptionen gleichrangig nebeneinander, wobei im vorliegenden Entwurf beide Methoden praktikabel sind. Prinzipiell werden für die Lagerung von abgebrannten Brennelementen 3 Tankmagazine mit jeweils 20 Positionen verwendet. Die beiden Möglichkeiten sind:

- 1) Wechseln einzelner Elemente aus dem Tankmagazin auch während des Reaktorbetriebes.
- 2) Wechseln des gesamten Tankmagazins bei abgeschaltetem Reaktor.

Eine Entscheidung wurde bewußt noch nicht getroffen, da die Probleme noch nicht voll ausdiskutiert sind und sich im jetzigen Stadium noch keine eindeutige Überlegenheit einer Variante feststellen läßt.

Im neuen Entwurf werden die Trimmregelstäbe weiterhin über Traversen gefahren. Der Zwang zu diesem Konzept ergab sich aus den beengten Platzverhältnissen oberhalb des Reaktordeckels (siehe 1. Vierteljahresbericht 1970). Es sind parallel dazu Überlegungen

im Gange, Maßnahmen zu finden, die den Antrieb des Trimmregelsystems von oben gestatten, d.h. in gleicher Weise wie die Abschaltstäbe. Grundsätzlich bestehen 3 Möglichkeiten:

- 1) Core-Erweiterung um eine Reihe
- 2) Anordnung von 3 kleinen Testloops in einer Reihe
- 3) Anordnung von 2 kleinen und 1 großen Loop in einer Reihe

Die erste Konzeption wird wahrscheinlich die besten Möglichkeiten bieten. Diese Coreaufteilung wird zunächst physikalisch untersucht, die konstruktiven und geometrischen Überlegungen wurden für die traversenlose Variante bereits durchgeführt.

Spezielle Probleme ergeben sich bei der Verlegung der Instrumentenführungsrohre oberhalb der Tragplatte bis zu deren Einmündung in die Hubsäulen, Hierzu wurden detaillierte Untersuchungen angestellt und ein Rohrleitungsplan angefertigt. Hauptparameter ist der Krümmungsradius der Führungsrohre, der in die Bauhöhe des Reaktortanks eingeht. Zu diesem Problem wird ein Versuchsprogramm vorbereitet, das die Auswechselbarkeit der Instrumentenmeßsonde in Führungsrohren verschiedener Krümmungsradien unter Natrium testen soll.

3. Bestrahlungseinrichtungen

(H. Deckers, A. Fiege, H. Petersen, H. Reiser, IMF)

Den Schwerpunkt der Arbeiten zwischen April und September 1970 zu der nunmehr nahezu abgeschlossenen Feasibility-Studie bildeten:

- die Durcharbeitung eines in sich geschlossenen Konzeptes für die Gestaltung der Testloops und ihre Beladung bzw. Auswechslung
- eine Studie bezüglich der kombinierten Beanspruchung der Loopdruckrohre im Corebereich durch Innendruck und Eigenspannungen infolge von Temperaturgradienten und Materialschwellens sowie

- die Berechnung der Verbiegung von Testloop-Druckrohren an der Core-Peripherie durch Temperatur- und Schwelleffekte.

3.1 Gestaltung der Testloops und ihre Beladung bzw. Auswechslung

Die Bestrahlungseinsätze der Testloops sind fingerhutförmig ausgeführt und vertikal von oben in den Reaktor eingebaut. Die Testloopeinsätze wurden nach oben soweit verlängert, daß ihre Köpfe von der Reaktorhalle aus jederzeit zugänglich sind. Wegen der großen Baulänge der Testloop-Einsätze (ca. 16,5 m) werden die Druckrohre zweiteilig ausgeführt. Das obere, ca. 6 m lange Teilstück wird nicht vom Kühlmittel durchströmt, es ist während des Betriebes keiner Temperaturbeanspruchung und Strahlungsbelastung ausgesetzt und kann daher für lange Zeit verwendet werden.

Die Haupt-Kühlmittleitungen sind ca. 3 m über dem Reaktordeckel an das Druckrohr angeflanscht. Im Kopf des Testeinsatzes wurde ein weiterer Kühlmittelanschluß für die Kühlung während des Auswechselforganges und für eine Sicherheitskühlung mit Gas nach Totalausfall des Testloop-Kühlsystems vorgesehen. Damit soll eine Abfuhr der Nachwärme aus dem Testelement zu jedem Zeitpunkt sichergestellt sein. Das Konzept für die Beschickung und Auswechslung sieht vor, daß der normale Testobjektwechsel etwa eine Woche nach Reaktorabschaltung innerhalb eines Tages durchgeführt werden kann. Das Auswechseln eines Druckrohres kann - falls erforderlich - innerhalb einer weiteren Woche erfolgen. In diesem Fall muß das Zwischendeck über dem Reaktordeckel begehbar sein. Der Ein- und Ausbau aller Testloop-Einsätze geschieht mit Hilfe einer speziellen Wechselmaschine. Die Kühlung der Testeinsätze während des Ziehens aus dem Reaktor und während des Transportes erfolgt durch einen Argonkreislauf, der eine Einheit mit der Loopwechselmaschine bildet.

Die Abbildungen 1 und 2 zeigen die Situation über dem Reaktordeckel im Bereich der Testloops.

3.2 Beanspruchung der Loopdruckrohre im Corebereich durch Innendruck und Eigenspannungen

Infolge der im FR3 angestrebten hohen Neutronenflüsse ($\phi = 1 \cdot 10^{16} \text{ n/cm}^2\text{s}$) und Standzeiten (ca. 210 Vollasttage) können besonders in den Druckrohren der zentralen Loops durch differentielles Schwellen hohe Eigenspannungen erzeugt werden, die sich den Wärmespannungen und den durch Innendruck erzeugten mechanischen Spannungen überlagern und zu unzulässigen Belastungen führen können.

Diese Eigenspannungen wurden, ausgehend von der Hypothese, daß man die Schwellspannungen für vorläufige Überschlagsrechnungen nach einem ähnlichen Ansatz bestimmen kann wie die Wärmespannungen, quantitativ ermittelt. Zugleich wurde eine plastische Vergleichsdehnung errechnet, die direkt mit der Bruchdehnung des Druckwerkstoffes verglichen werden kann und damit ein Kriterium für die zulässige Belastung der Druckrohre darstellt.

Die Rechnungen wurden durchgeführt für die Druckrohre der zentralen Helium- und Natrium-Loops.

Als Druckrohrwerkstoff wurden der stabilisierte, 15 % kaltverformte austenitische Sandvikstahl 12R72HV (X10CrNiMoTi1515) und die Vanadinbasislegierung V-3 Ti-1 Si vorgesehen.

Als Schwellbeziehung wurden für Stahl die sogenannten SNR- beziehungsweise FFTF-Formeln und für Vanadin eine abgewandelte Formel nach BNWL-941 zugrundegelegt.

Als Bruchdehnung wurde der von R. Carlander (ANL-7606) für SS 304 mitgeteilte Wert von ca. 2 % angenommen.

Ergebnisse:

- Bei Verwendung von austenitischem Stahl erreichen die plastischen Vergleichsdehnungen in dem 5 mm starken inneren Druckrohr des zentralen Helium-Loops Werte von ca. 0,45 %.

Im äußeren 5,5 mm starken Druckrohr erhält man maximal 0,69 %, wenn man durch eine geeignete Isolierung für einen günstigen Temperaturverlauf in der Wand sorgt. Beides sind Werte, die im Interesse eines ausreichenden

den Sicherheitsabstandes zur Bruchdehnung nicht wesentlich überschritten werden sollten.

Hieraus folgt, daß bei Zugrundelegung einer Standzeit von 210 Tagen der maximale Betriebsdruck des Helium-Loops ca. 100 at betragen kann.

- Bei einem Natrium-Loop gleicher Geometrie sind die Verhältnisse wegen des geringen maximalen Betriebsdruckes von ca. 20 at unkritisch. Der Loopeinsatz kann ohne thermische Isolierung des äußeren Druckrohres betrieben werden.
- Bei Verwendung einer Vanadinlegierung als Druckrohrwerkstoff werden plastische Vergleichsdehnungen erwartet, die um eine Größenordnung unter den Werten für Stahl liegen. Hier bedürfen jedoch noch andere Probleme, wie Herstellbarkeit, Schweißbarkeit, Korrosionsverhalten und Wirtschaftlichkeit, einer eingehenden Klärung.

3.3 Verbiegen der peripheren Na-Testloops

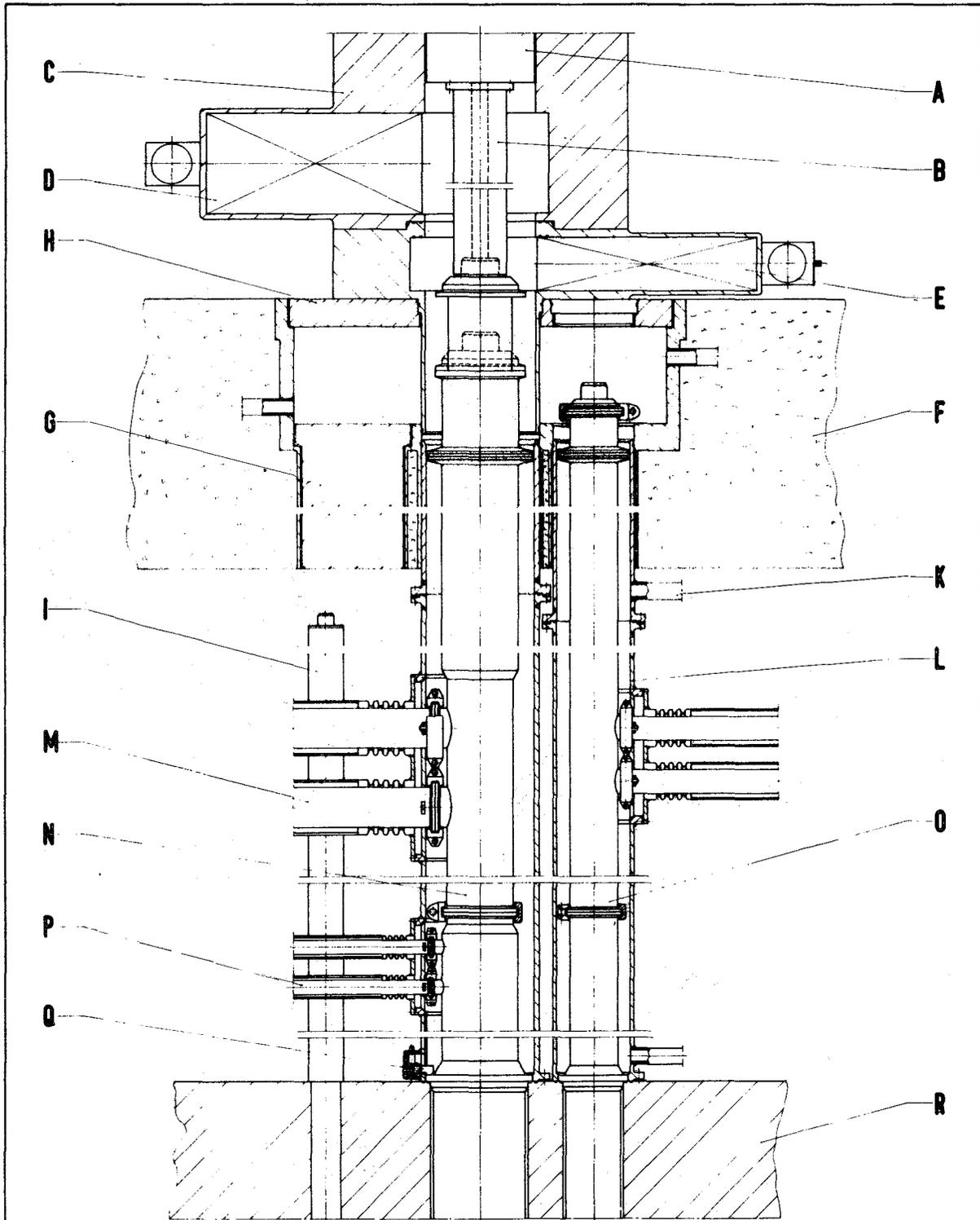
Der radiale Temperatur- und Flußgradient verursacht an den peripheren Na-Testloops eine Verbiegung der Druckrohre, die die Standzeit der Loopeinsätze begrenzt. Außerdem entstehen durch das von der γ -Heizung in den Rohrwänden erzeugte Temperaturprofil und durch die Temperaturabhängigkeit der Schwellraten Eigenspannungen, die aber, wie die Rechnung zeigte, hier nicht kritisch sind.

Es wurden für verschiedene Ausführungsformen der Loopeinsätze und für Trennrohre aus Vanadinlegierung und austenitischem Stahl radiale und axiale Temperaturverläufe in Abhängigkeit von der γ -Heizung-Verteilung bestimmt. Für diese Temperaturverläufe und für die gegebene Flußverteilung wurden die freien Auslenkungen der Looprohre mit dem Programm von Y.S. Hoang¹⁾ berechnet, wobei die Schwellraten für Stahlrohre nach der SNR- beziehungsweise FFTF-Formel und für Rohre aus einer Vanadinlegierung mit der abgewandelten Formel nach BNWL-941 ermittelt wurden. Als mögliche Bauform, deren

1) Persönliche Mitteilung

maximale Ausbiegungen bei Verwendung von Rohren aus dem austenitischen Stahl Nr. 4988 und bei einer Standzeit von 210 d unter dem konstruktiv zulässigen Wert von 10 mm liegen, ergab sich folgendes Konzept:

Das Druckrohr wird doppelwandig ausgeführt. Das äußere Rohr, das hier als Führungsrohr für das Kühlmittel der Treiberzone dient, wird auf der Außenseite gegen das Reaktorkühlmittel und das innere Druckrohr auf der Innenseite gegen das Testloopkühlmittel isoliert. Im Spalt zwischen innerem und äußerem Rohr werden die Rohrwände auf eine so niedrige Temperatur gekühlt, daß dadurch das Strukturmaterialschwellen weitgehend unterdrückt wird. Zusätzlich sorgt eine Flußabflachung durch Verwendung eines Ni-Reflektors und durch eine Gruppierung von fünf Treiberelementen an der Reflektorseite des peripheren Loops für eine weitere Verminderung des differentiellen Strukturmaterialschwellens und des Temperaturgradienten und damit der maximalen Verbiegung. Die bei dieser Anordnung nach der FFTF-Formel erhaltenen Ausbiegungen sind zwar immer noch wesentlich größer als die nach der SNR-Formel, sie sind aber doch konstruktiv zu beherrschen.



- | | | |
|--------------------|---------------------------------|--------------------------|
| A Hubwerk | G Luke | N Zentrales He-Loop |
| B Greifer | H Verschlußdeckel | O Peripheres Na-Loop |
| C Transportflasche | I Regelstabantrieb | P Druckrohr-Kühlung |
| D Flaschenschieber | K Kühl-bez. Spülleitung | Q Druckrohr-Niederhalter |
| E Zwischenschieber | L Sicherheitshülle | R Reaktordeckel |
| F Abschirmdecke | M Doppelwandige Kühlmittleitung | |

Abb. 1

FR 3-Loopsituation über dem Reaktordeckel

M 1:5

