

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

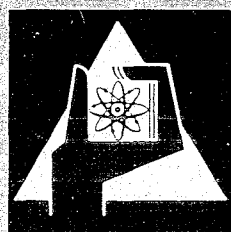
Dezember 1969

KFK 1112

Institut für Material- und Festkörperforschung

Herstellung und Eigenschaften von Cermets mit idealisiertem
Gefüge im System UO_2/Cr

P. Weimar, F. Thümmel



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Dezember 1969

KFK 1112

Institut für Material- und Festkörperforschung

Herstellung und Eigenschaften von Cermets mit idealisiertem Gefüge
im System UO_2/Cr

von

P. Weimar

F. Thümmeler

Gesellschaft für Kernforschung mbH, Karlsruhe

Inhaltsverzeichnis

1. Allgemeines
2. Probenherstellung
3. Eigenschaftsmessungen
 - 3.1 Spezifischer elektrischer Widerstand bei Raumtemperatur
 - 3.2 Wärmeleitfähigkeit bei 100°C
 - 3.3 Biegebruchfestigkeit von Raumtemperatur bis 1000°C
 - 3.4 Schlagzähigkeit bei Raumtemperatur

 - 3.5 Ausdehnungsverhalten bis 1000°C und die hieraus resultierenden thermischen Spannungen zwischen Keramik und Metall
4. Diskussion
5. Zusammenfassung

1. Allgemeines

Cermets mit idealisiertem Gefüge wurden von uns bisher im System UO_2 -Mo hergestellt und untersucht [1]. In letzter Zeit war ein gewisses Interesse an solchen Kombinationen als mögliches Brennstab-Konzept für einen gasgekühlten, schnellen Brutreaktor erkennbar [2, 3]. Als mögliche metallische Komponente käme für eine solche Anwendung das Molybdän jedoch kaum in Betracht, weshalb z. Zt. Cermets UO_2 -Cr und UO_2 -V untersucht werden. Chrom und Vanadium haben Einfangsquerschnitte für schnelle (100 KeV) Neutronen von 6,8 bzw. 9,5 mb.

Ein Zustandsschaubild des quasibinären Systems UO_2 -Cr ist den Verfassern nicht bekannt. Entsprechend den partiellen freien Bildungsenthalpien für UO_{2+x} und für Cr_2O_3 ist zu erwarten, daß im Uran-dioxid etwa überstöchiometrisch vorliegender Sauerstoff zu einer Oxidation des Chroms führt, insbesondere bei den Herstellungstemperaturen des Cermets um 1200°C . Da die eingesetzten, sphärischen UO_2 -Pulver jedoch ein von UO_2 praktisch nicht abweichendes O/U-Verhältnis hatten ($\text{UO}_{2,001}$), erscheint dieser Punkt ohne Bedeutung. Zur Feststellung etwaiger gegenseitiger Lösungsvorgänge wurden Glühungen von Cr-beschichteten UO_2 -Teilchen bis 1200°C vorgenommen. Selbst nach 60 Stunden konnte anhand von Mikrosondenuntersuchungen weder Chrom- noch Urandiffusion festgestellt werden (Bild 1a - f).

Messungen über das Benetzungsverhalten von Chrom gegenüber UO_2 liegen nicht vor. Somit war eine Voraussage über die Phasenhaftung nahezu unmöglich.

2. Probenherstellung

Über das isostatische Heißpressen von Cermets wurde bereits an anderer Stelle [5] berichtet. Das Ausgangsmaterial bestand aus sphärischem $\text{UO}_{2,001}$. Die UO_2 -Partikel wurden vor dem Heißpressen mit Chrom in der gewünschten Konzentration (6, 12, 20, 30 vol%) beschichtet. Die Beschichtung fand in der Gasphase durch thermische Dissoziation einer organischen Chromverbindung statt und wurde ebenfalls bereits beschrieben [6]. Die metallisierten Teilchen werden während des isostatischen Heißpressens (Bilder 2 bis 5) zu einem Cermet ver-

dichtet, dessen Porosität von den Herstellungsbedingungen abhängt (siehe Bild 6). Im Bild 6 ist der Einfluß des Preßdruckes auf die Enddichte des Cermets dargestellt. Man sieht, daß die erzielbare Enddichte bei konstanter Heißpreßtemperatur mit dem isostatischen Preßdruck ansteigt und sich asymptotisch dem 100% Dichtewert nähert. Interessant ist, daß die Metallfilme auf der Einzelkugel bei 87,0% TD noch vorhanden sind; während dies bei den niederen Dichten nicht mehr der Fall ist.

3. Eigenschaften

Die Eigenschaftsmessungen erfolgten an geschliffenen Stäbchen von 6,1 mm Durchmesser und ca. 24 mm Länge.

3.1 Spezifischer elektrischer Widerstand bei Raumtemperatur

Zur Messung des elektrischen Widerstands diente eine Thomson-Meßbrücke. Die Proben wurden an ihren geschliffenen Frontflächen eingespannt, über die die Stromzuführung erfolgte. Der Spannungsabfall wurde über diagonal versetzte Kupferschneiden gemessen. Die Meßgenauigkeit der gesamten Schaltung betrug $\pm 2\%$.

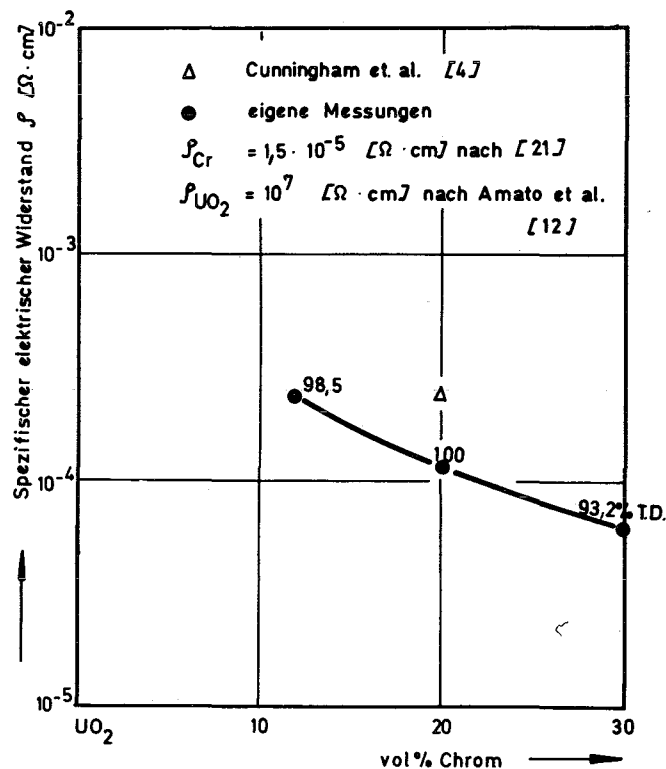


Bild 7 Elektrischer spezifischer Widerstand von UO_2/Cr -Cermets bei Raumtemperatur

In Bild 7 sind die Widerstandsmessungen an UO_2/Cr -Cermets als Funktion des Chromgehaltes dargestellt. Außer einer Messung von [4] für 20 vol% Cr, die sich mit den unsrigen deckt, sind den Verfassern weitere Meßwerte nicht bekannt. Die Dichten der Proben wurden an dem jeweiligen Meßpunkt verzeichnet.

3.2 Wärmeleitfähigkeit bei 100°C

Die Wärmeleitfähigkeit wurde an zylindrischen Proben ($d = \text{ca. } 6,1 \text{ mm}$, $h = 5 \text{ mm}$) gemessen. Die Meßpunkte wurden über jeweils 5 Einzelmessungen gemittelt. Als Meßgerät wurde eine Apparatur der Firma COLORA /Lorch, Württemberg benutzt. Das Meßverfahren wurde eingehend in [7] beschrieben.

Im Prinzip wird nach der Axial-Methode gemessen; und zwar wird die Destillationszeit einer bestimmten Flüssigkeitsmenge ermittelt, die durch die Probe durchfließende Wärmemenge zum Verdampfen gebracht wurde. Der Vorteil der Apparatur besteht offensichtlich in der Umgehung einer direkten Temperaturmessung, ihr Nachteil in den geforderten relativ großen Probenabmessungen. Schröder [7] gibt für Proben von 18 mm Durchtrittsfläche eine Meßgenauigkeit von $\pm 3\%$ an. Bei den eigenen Messungen lag diese bei $\text{ca. } \pm 10\%$. Der Grund hierfür dürfte in den zu kleinen Kontaktflächen der Prüflinge liegen.

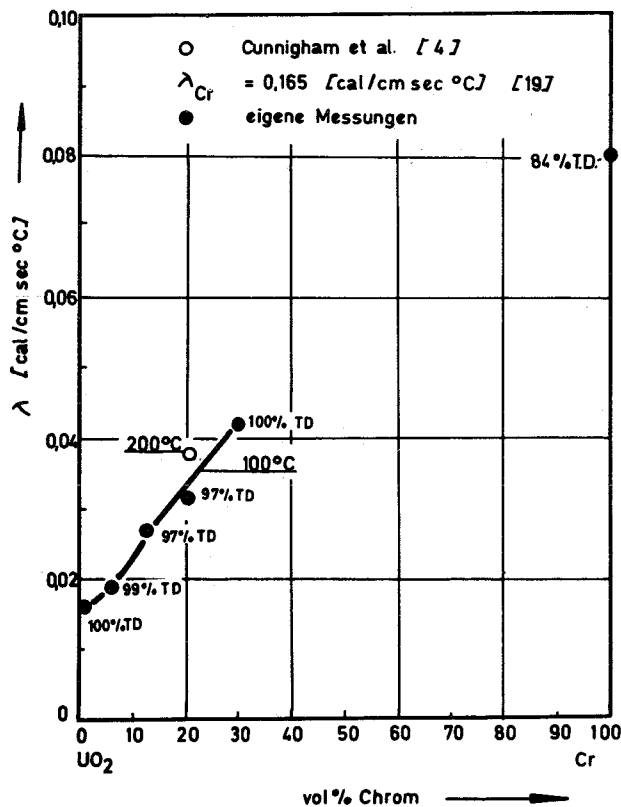


Bild 8 Wärmeleitfähigkeit von UO_2/Cr -Cermets in Abhängigkeit vom Chromgehalt

In Bild 8 ist die konzentrationsabhängige Wärmeleitfähigkeit von UO_2 /Cr-Cermets bis zu einem Chrom-Gehalt von 30 vol% dargestellt. Man sieht, daß das UO_2 / 30 vol% Cr-Cermet nach diesen Messungen einen um mehr als 100% höheren λ -Wert bei niederen Temperaturen besitzt als das reine Urandioxid. Die Dichten dieser Cermets betragen 97 bis 100% TD, eine Dichtekorrektur wurde wegen der sehr geringen Porositäten nicht ausgeführt.

3.3 Biegebruchfestigkeit von Raumtemperatur bis 1000°C

Die Biegefestigkeit wurde mittels 4-Punkt-Belastung mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 1 mm/min bestimmt. Zum Einfluß der Lastaufbringungsgeschwindigkeit auf die Biegefestigkeit wird auf eine Arbeit von Onitsch-Modl [8] verwiesen.

Die Biegebruchwerte bei Raumtemperatur wurden auf einer konventionellen Zerreißmaschine der Fa. Zwick /Ulm Typ 1301 (Messungenauigkeit $\pm 1\%$), die Hochtemperaturwerte in einer selbst konzipierten und gebauten Apparatur [9] im Hochvakuum ermittelt.

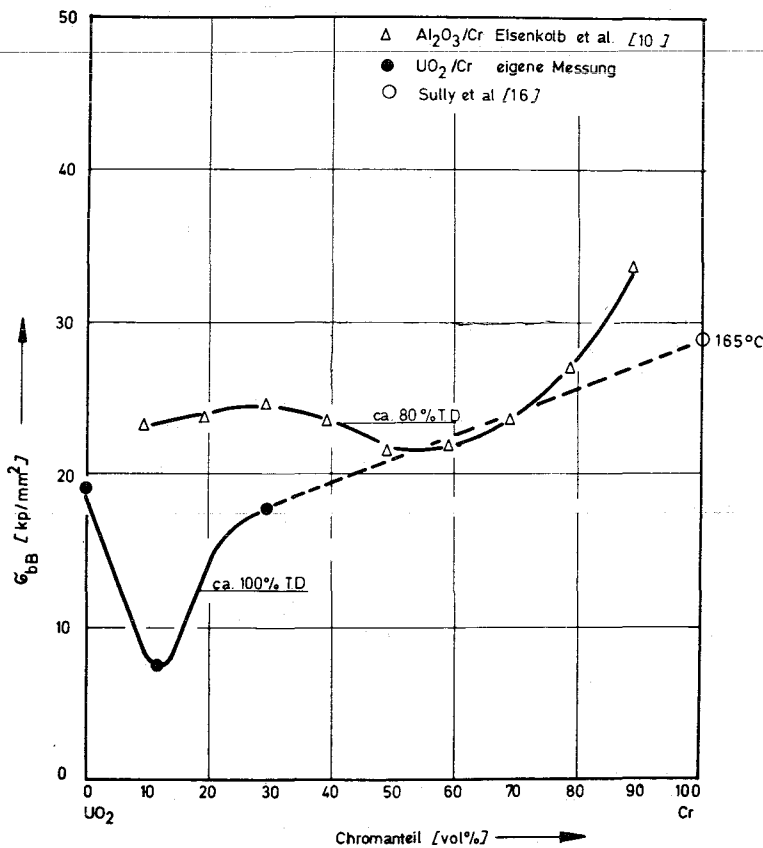


Bild 9 Biegefestigkeit von UO_2 /Cr-Cermets bei Raumtemperatur als Funktion der Metallkonzentration

In Bild 9 wurden, da an UO_2 -Cr keine anderen Werte bekannt sind, neben den eigenen Messungen die von Eisenkolb et al. [10] an Al_2O_3 -Cr-Cermets (konventionell hergestellt) vergleichsweise miteingezeichnet. Diese Daten wurden an 3-Punkt-gelagerten rechteckigen Proben bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1 kg/s, die eigenen Messungen - wie erwähnt - an 4-Punkt-gelagerten zylindrischen Proben bei einer Belastungsgeschwindigkeit von ca. 5 kg/s ermittelt. Es muß erwähnt werden, daß Al_2O_3 -Cr-Cermets im allgemeinen einen Cr_2O_3 -Anteil aufweisen, der zu guter Phasenhaftung führt. Diese Cermets zeigen deshalb vergleichsweise hohe Festigkeitswerte.

Für UO_2 /Cr ist auf der UO_2 -Seite - wie im System UO_2 /Mo [1] - ein Festigkeitsminimum zu erkennen. Der Meßwert an einer Probe mit 20 vol% Chrom deckt sich mit einer Messung von [4] an einem Prüfling aus einer isostatisch-heißgepreßten UO_2 -Cr-Pulvermischung. Bei höheren Metallkonzentrationen steigt die Biegefestigkeit der UO_2 -Cr-Cermets noch etwas an, offensichtlich flacht die Kurve aber bereits ab. Diese Festigkeitswerte liegen wesentlich niedriger als bei den entsprechenden UO_2 -Mo-Cermets [1]. Miteingezeichnet wurde ein Wert für reines Chrom aus der Literatur [16].

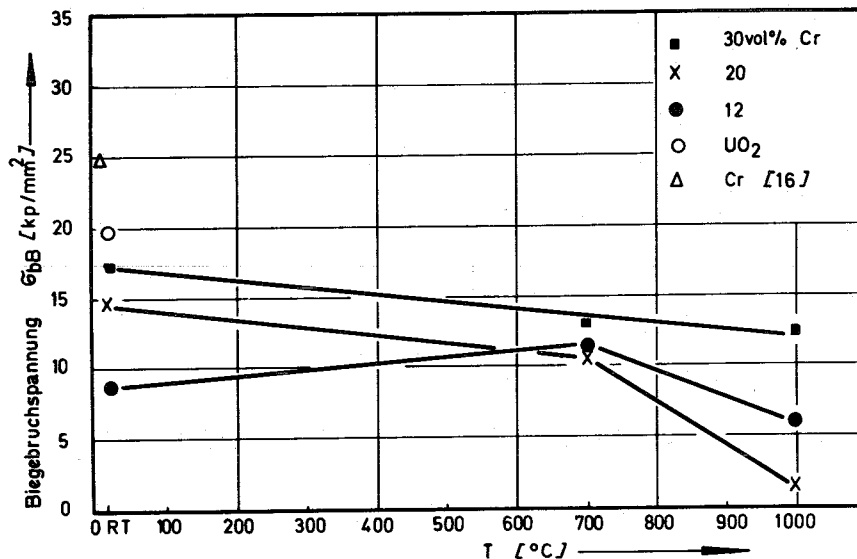


Bild 10 Warmbiegefestigkeit für UO_2 /Cr-Cermets

In Bild 10 wird die Biegefestigkeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur gezeigt. Die Dichten und Prüflinge lagen zwischen 95 und 100% TD. Generell ist eine schwache Abnahme der Biegefestigkeit mit steigender Temperatur zu verzeichnen. Eine Ausnahme bildet der Meßwert für die Probe mit 12 vol% Cr bei 700°C, der einen Anstieg um ca. 25% gegenüber dem Wert bei Raumtemperatur zeigt. Es wurde anhand des σ -t-Diagramms keine Zunahme an Duktilität gegenüber den Messungen bei Raumtemperatur festgestellt. Dies deckt sich mit den Messungen von Tottle [11] an reinem Urandioxid.

Es kann aber anhand von Elektronenrasteraufnahmen der bei 1000°C erzeugten Bruchfläche (Bilder 11 und 12) doch eine Plastizität in Mikrobereichen, besonders im Chrom an der Phasengrenze zum UO_2 festgestellt werden. Eine Erklärung für diese augenscheinliche Diskrepanz liegt offenbar darin, daß die relativ geringen Beträge an plastischer Verformung nur mit Hilfe einer (hier nicht eingesetzten) Feindehnungsmessung noch aufgelöst werden können.

3.4 Schlagzähigkeit bei Raumtemperatur

Zur Ermittlung von Daten für eine dynamische, d. h. schlagartige Beanspruchung - als ungünstigem Belastungsfall - wurde der sogenannte "NACA-Drop-Test" eingesetzt. Die Proben wurden mit einem selbst gebauten Laborprüfgerät getestet: Der Prüfling wird an seinen Enden gelagert und durch ein frei fallendes Gewicht zerschlagen. Das Produkt aus Gewicht und Fallhöhe ergibt die Schlagarbeit, die auf den Prüfquerschnitt bezogen wird. Eine genauere Darstellung der meßtechnischen Vorteile dieses Verfahrens gegenüber der bisher üblichen Prüfung spröder Werkstoffe mittels Pendelschlagwerk findet sich bei Soxmann et al. [13].

Die Gefahr einer Zerrüttung bzw. Schädigung des Gefüges durch vorausgegangene Schlagbeanspruchung bei diesem Test wurde von [13] verneint, solange bei der Beanspruchung keine plastische Verformung im Bruchquerschnitt auftritt. Letzteres war bei Raumtemperatur für UO_2 -Cr infolge einer Übergangstemperatur von ca. 400°C nicht gegeben.

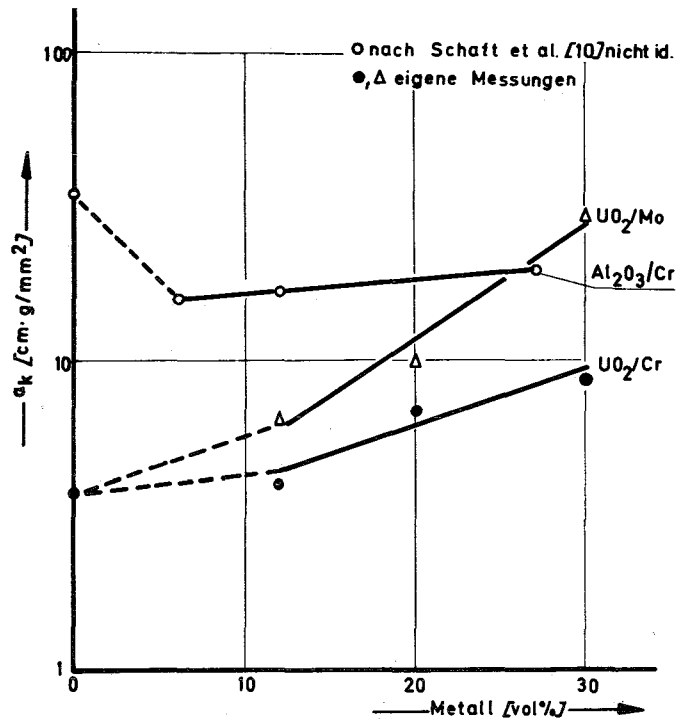


Bild 13 Schlagzähigkeiten für verschiedene Oxid-Metall-Systeme bei Raumtemperatur als Funktion der Metallkonzentration

In Bild 13 wird der Verlauf der Schlagzähigkeit mit der Metallkonzentration einiger Cermetsysteme vergleichend dargestellt.

3.5 Ausdehnungsverhalten bis 1000°C und die hieraus resultierenden thermischen Spannungen zwischen Keramik und Metall

- nach [4]
- nach [20]
- eigene Messungen

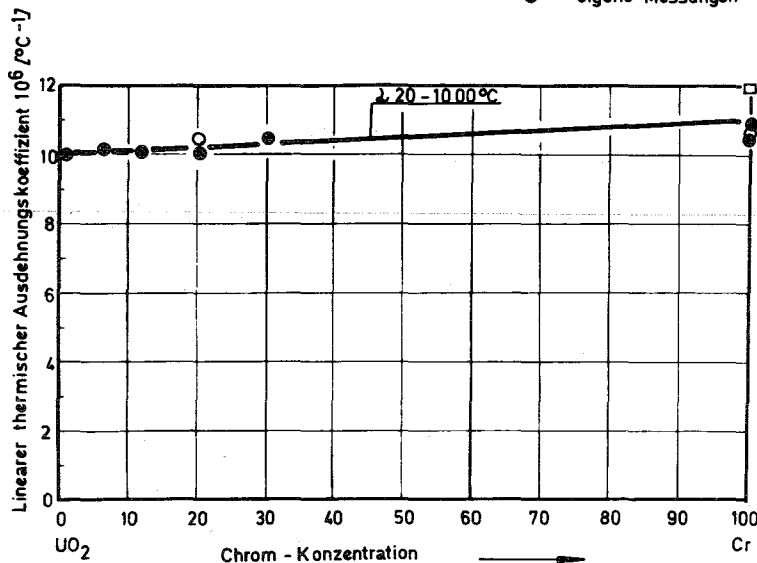


Bild 14 Lineare thermische Ausdehnungskoeffizienten von UO₂/Cr-Cermets als Funktion der Metallkonzentration

Es wurden in Abhängigkeit von der Metallkonzentration mit einem automatisch registrierenden Dilatometer der Fa. Netzsch /Selb bei einer Aufheizgeschwindigkeit von $5^{\circ} \text{C}/\text{min}$ und einer linearen Vergrößerung von $2600 : 1$ die Ausdehnungskoeffizienten bis 1000°C ermittelt. Die Versuche erfolgten in einem Vakuum $< 1 \cdot 10^{-5}$ Torr. In Bild 14 sind die Ergebnisse dieser Messung dargestellt. Der Verlauf der Kurve wurde als linear angenommen. Aufgrund der geringen Unterschiede in der thermischen Ausdehnung der reinen Komponenten UO_2 ($\alpha = 10 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$) und Chrom ($\alpha = 10,5 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$) ist die Änderung des Ausdehnungskoeffizienten mit wachsendem Metallgehalt relativ gering.

Die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Cermetphasen werfen die Frage nach inneren Spannungen auf. Sie können bei Raumtemperatur vorliegen, wenn sie durch unterschiedliche Kontraktion der Phasen bei Abkühlung von der Herstellungstemperatur entstehen. Sie können aber auch bei der Meßtemperatur auftreten, wenn der Verbundkörper bei Raumtemperatur spannungsfrei war. Der erste Fall liegt vor, wenn die durch Abkühlung aufgebauten Spannungen im Elastizitätsbereich beider Phasen liegen. Im zweiten Fall müssen zuerst die durch unterschiedliche Kontraktion der Phasen bei Abkühlung auf Raumtemperatur entstandenen Spannungen abgebaut worden sein. Dies ist zumindest teilweise möglich durch plastische Verformung und Erholungsvorgänge. Wird das auf solche Weise spannungsarm gewordene Material von Raumtemperatur wieder auf höhere Temperatur gebracht, so können - zumindest temporär - neue Spannungen bei der Betriebs- oder Meßtemperatur auftreten, sofern diese nicht zu hoch ist. Im Realfall wird im allgemeinen die bei Abkühlung auftretende Spannung in einem gewissen oberen Temperaturbereich durch plastische Verformung teilweise abgebaut werden; die bei niedrigen Temperaturen während der Abkühlphase entstehenden Spannungen dagegen bleiben erhalten.

Eine weitere Komplikation des Eigenspannungszustandes in Cermets tritt offenbar durch seine Abhängigkeit vom Verteilungszustand der Phasen auf. Wenngleich dieser Zusammenhang hier nicht untersucht worden ist, so ist es doch wahrscheinlich, daß - selbst bei gleicher Zusammensetzung - in einem Cermet mit Metallmatrix der Spannungszustand

ein anderer sein wird als im Cermet mit keramischer Matrix. Da in bestimmten Zusammensetzungsbereichen beide Gefüge durch verschiedene Herstellungsverfahren realisiert werden können, wird somit der Spannungszustand gefüge- bzw. herstellungsabhängig.

Mit theoretischen Ansätzen lassen sich bis jetzt nur vereinfachte Grenzfälle abschätzen. Eine solche Abschätzung für die vorliegende Cermetkombination mit Metallmatrix und den ersten Grenzfall ergibt, daß die inneren Spannungen bei Raumtemperatur in der Chrommatrix Zug-, im UO_2 -Partikel Druckspannungen sind. Die Rechnungen mit einer auf den Dispergenten bezogenen Gleichung [14] und einer auf die Matrix bezogenen Formel [24] zeigen, daß die Eigenspannung etwa ein Viertel der Streckgrenze der Cr-Matrix (35 kp/mm^2) beträgt. Vorausgesetzt wurde hierbei völliges Fehlen einer plastischen (auch Kriech-) Verformung, vollständige Phasenhaftung sowie unendliche, elastische Medien. Keine der Voraussetzungen kann vom System bzw. vom Herstellungsverfahren her als erfüllt angenommen werden. Inwieweit dieser Wert den wahren Verhältnissen entspricht, ist somit recht fragwürdig, die Streckgrenze des Chroms dürfte jedoch nicht überschritten werden, und das Cermetssystem UO_2 -Cr ist zweifellos ein System mit relativ niederen Eigenspannungen.

Es bleibt jedoch offen, welche Bedeutung diese Frage für das Betriebsverhalten eines Cermet-Brennstabs zukommt. Immerhin zeigen Untersuchungen von E.O. Speidel et. al [22], daß durch zyklische Temperaturwechsel Cermet "wachsen" können. Dieser sog. "thermal-ratcheting" Effekt wird z. Zt. untersucht.

4. Diskussion

Auch Cermet aus UO_2 -Cr lassen sich durch Partikelbeschichtung und isostatisches Heißpressen bei Metallgehalten zwischen 12 und 30 vol% mit einem wesentlich regelmäßigerem Gefüge darstellen, als es nach konventionellen Methoden erhältlich ist. Allerdings sind mehr als 12 vol% Metall erforderlich, um im zweidimensionalen Bild (Schliff) ein annähernd durchgehendes Metallnetz zu erhalten. Bei nur 6 vol% Chrom sammelt sich fast alles Metall in den Zwickeln zwischen den ehemaligen UO_2 -Kugeln. Auch bei Gehal-

ten von 20 und 30 vol% Chrom erreicht das Metallnetz nicht die Gleichmäßigkeit wie beim UO_2 -Mo. Die Ursache für diese Unterschiede ist noch nicht bekannt, jedoch ist aller Wahrscheinlichkeit nach ein bestimmtes Verhältnis der Hochtemperaturplastizität von keramischer und metallischer Komponente Voraussetzung für das Erzielen eines "idealisierten" Gefüges. Grundsätzlich sind auch die Benetzungsverhältnisse ein mögliches Kriterium; in diesem Falle müßte bei UO_2 -Mo unter Cermet-Herstellbedingungen ein besseres Benetzungsverhalten vorliegen als bei UO_2 -Cr. Dies ist aber aus den bisherigen Untersuchungen und besonders aus den Gefügebildern nicht herzuleiten. Bild 1a und 3 lassen ein teilweises Eindringen des Chroms in die UO_2 -Partikel und eine teilweise Fragmentierung erkennen, ein Prozess, der durch hohe Plastizität des Metalles begünstigt werden dürfte. Im System UO_2 -Mo trat diese Erscheinung nie auf.

Auch im System UO_2 -Cr sind die Eigenschaften erwartungsgemäß eine Funktion der Chromkonzentration. Die physikalischen Eigenschaften - speziell die elektrische und Wärmeleitfähigkeit - ändern sich mit wachsendem Metallgehalt im untersuchten Bereich stetig, während die Änderung der Biegebruchfestigkeit durch ein ausgeprägtes Minimum auf der UO_2 -Seite gekennzeichnet ist. Die tiefere Lage der Leitfähigkeits- und Festigkeitswerte bei UO_2 -Cr gegenüber UO_2 -Mo kann einmal materialbedingt sein, kann aber auch durch die etwas unterschiedliche Gefügebildung mitverursacht sein.

Das Minimum der Biegebruchfestigkeit auf der UO_2 -reichen Seite ist gleichfalls bisher nicht gedeutet. Die beiden gegenläufigen Einflüsse sind aber mit großer Wahrscheinlichkeit wie folgt:

Bei kleinen Konzentrationen wirkt der Metallanteil im wesentlichen im Sinne eines kerbspannungserhöhten Faktors, insbesondere, so lange noch kein kontinuierliches Metallnetz vorliegt. In diesem Bereich muß die Festigkeit im Vergleich zum UO_2 abnehmen. Bei höheren Metallgehalten kommt einerseits die höhere Eigenfestigkeit, zum anderen die Hemmung der Rißausbreitung durch das Metallskelett zum Tragen, zugleich verliert sich der kerbspannungserhöhende Einfluß, wodurch die Festigkeit steil ansteigt. In diesem Zusammenhang seien auch die Schlagbiegefestigkeiten bei UO_2 -Mo und UO_2 -Cr erwähnt, die im Bereich mit durchgehendem Metallnetz bei steigendem Metallgehalt viel steiler ansteigen als im

System Al_2O_3 -Cr mit "normalem" Gefüge.

Die weiteren Untersuchungen werden sich auf die Messung von Leitfähigkeitsdaten bei höheren Temperaturen, die Bearbeitung der angeschnittenen Fragen sowie auf Cermets aus UO_2 -V erstrecken. Bestrahlungsuntersuchungen an UO_2 -Mo und UO_2 -Cr sind im Gange, wobei die ersten Ergebnisse mit Stabileistungen bis 550 W/cm errechneten Zentraltemperaturen bis ca. 900°C und Abbränden bis max. 13.000 MWd/t bei UO_2 -Mo und 9.000 MWd/t bei UO_2 -Cr erhalten wurden. Hierüber wird demnächst gesondert berichtet werden [23].

Das Cermetsystem UO_2 -Cr besitzt nach der Herstellung aufgrund nur geringer Unterschiede in den Ausdehnungskoeffizienten ziemlich geringe Eigenspannungen.

Die Herstellung längerer umhüllter Cermetstäbe (bis 18 cm erprobt) bereitet keine Schwierigkeiten, jedoch ist der Prozeß des isostatischen Heißpressens, z. B. im Hinblick auf die Gasqualität, noch zu verbessern. Mit einer erweiterten Anlage wird das IMF in der Lage sein, die Herstellungsparameter genauer zu studieren und Möglichkeiten zur Herstellung langer Stäbe (50 cm) zu untersuchen.

Danksagung

Herr Dr. Ondracek hat einen Teil der Arbeit kritisch durchgesehen. Die analytische Chemie des IMF sorgte für die Beschichtung der UO_2 -Partikel, Frl. Geiser für die Anfertigung der Schriffe und die Gefügebildungen und Herrn Bauer für die Betreuung der Heißpreßeinrichtung. Allen Genannten wird hiermit gedankt.

5. Zusammenfassung

Es wird über die Herstellung und einige Eigenschaften von UO_2 -Cr-Cermets mit Cr-Gehalten von 6 bis 30 vol% und "idealisiertem" Gefüge berichtet und die Ergebnisse teilweise mit denen an UO_2 -Mo verglichen. Die möglichen Ursachen für das Auftreten eines weniger gleichmäßigen Gefüges, besonders bei geringen Metallgehalten, niedriger Leitfähigkeits- und Festigkeitswerte bei UO_2 -Cr werden diskutiert. Das mehrfach beobachtete Festigkeitsminimum in solchen Cermets auf der UO_2 -reichen Seite wird besprochen. Die weiteren Versuche werden skizziert. Über die ersten Bestrahlungsergebnisse wird demnächst gesondert berichtet.

5. Résumé

Il est écrit sur la fabrication et quelques propriétés des Cermets du système UO_2 -Chrome avec une contenance de métal de 6 à 30 vol% et une structure idéalisée.

Les résultats sont comparés en quelques cas avec des résultats semblables reçus avec des Cermets UO_2 -Molybdène. Les causes possibles pour l'apparition d'une structure pas idéalisée obtenue avec des Cermets UO_2 -Chrome avec une contenance de métal très petite, pour une conductibilité thermique et pour des valeurs de résistance au pliage très petites sont discutées.

Le minimum observé en plusieurs cas vers la côté d' UO_2 pure pour des Cermets avec une structure idéalisée est traité.

Les essais projetés sont esquissés. Sur des résultats d'irradiation premier un rapport est donné bientôt.

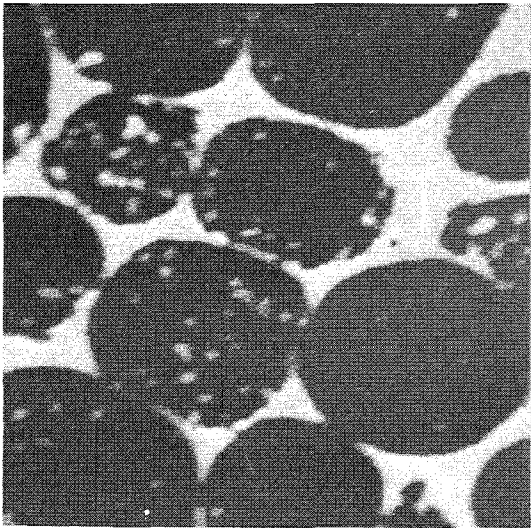
5. Summary

The fabrication and some properties of UO_2 -Chromium-Cermets with idealized structure and metal-content of 6 to 30 vol% are discussed. The results are compared partly with those received for UO_2 -Molybdenum-Cermets. The reasons for the appearance of a disturbed microstructure specially at small metal contents, for a smaller thermal conductivity and for a low strength for UO_2 -Chromium-Cermets are discussed.

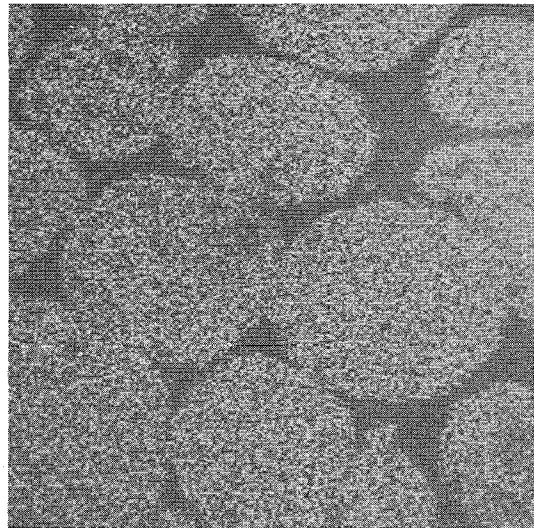
The minimum in bend - strength observed for Cermets with high UO_2 -investment is described.

The farther experiments are sketched. The first irradiation results of those Cermets with idealized structure are to be published seperatly.

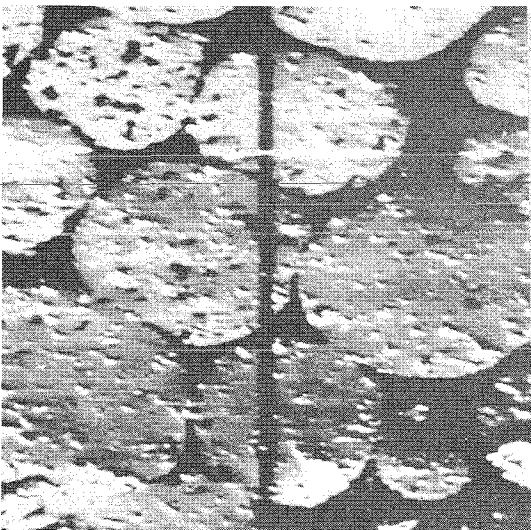
Bild 1 $UO_2/12 Cr$ - Cermet nach einer 60 h-Glühung bei $1200^\circ C$



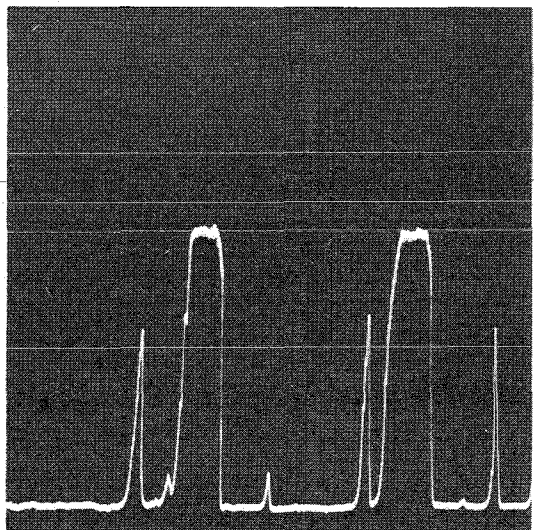
a. Chrom - Bild



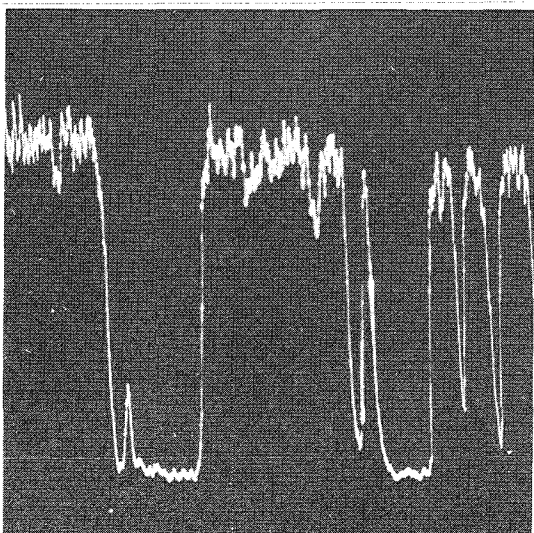
b. Uran - Bild



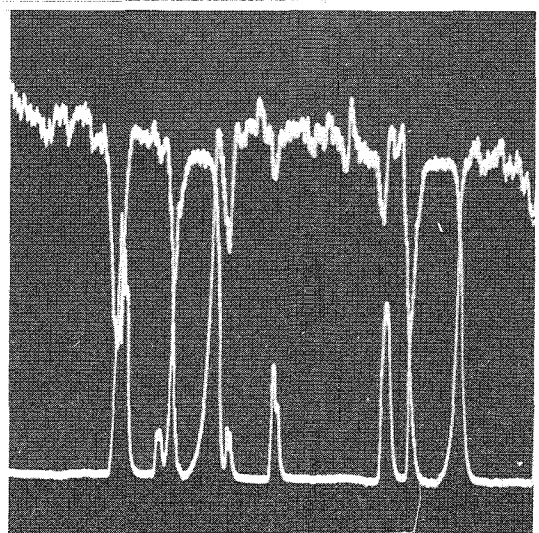
c. El. Rasteraufnahme



d. Chrom-Konz.-Profil



e. Uran-Konz.-Profil



f. Uran- u. Chrom-Konz.-Profile

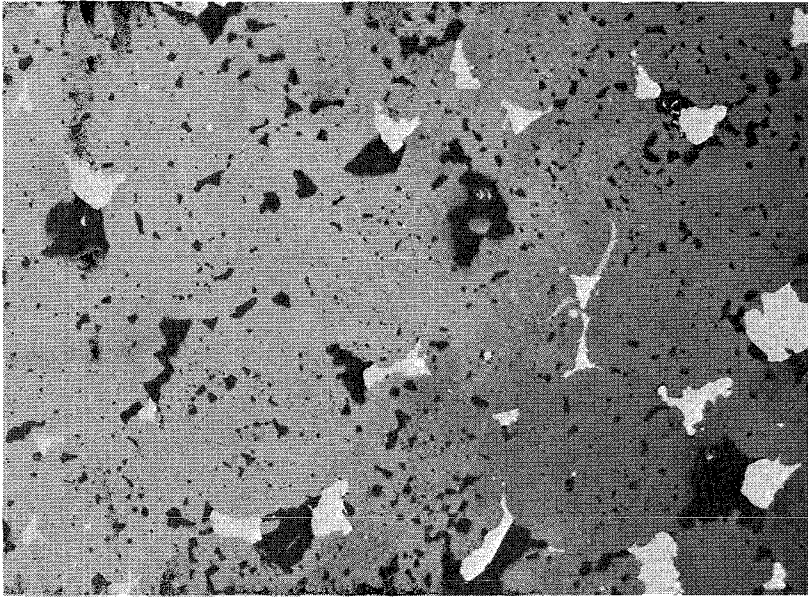


Bild 2 $\text{UO}_2/6$ vol% Cr (ca. 95% TD) $\overline{80\mu}$

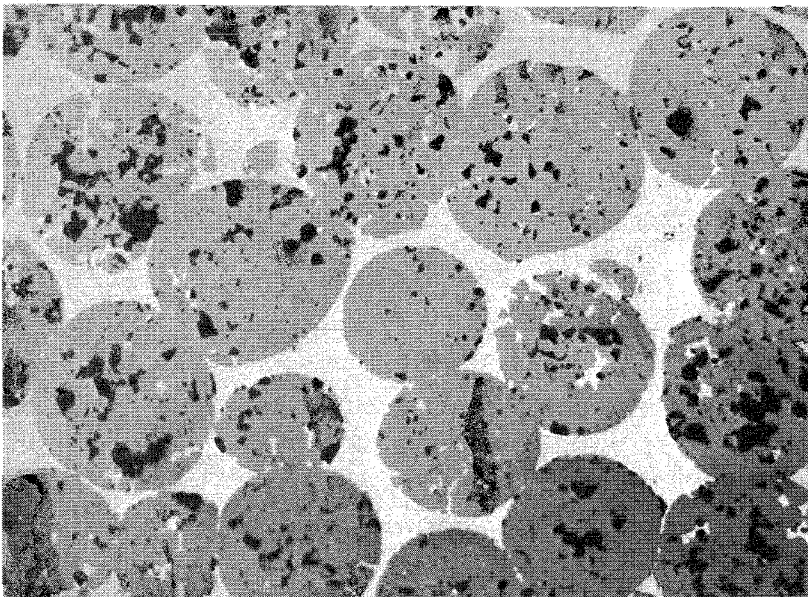


Bild 3 $\text{UO}_2/12$ vol% Cr (ca. 95% TD) $\overline{80\mu}$

Fußnote zu Bild 2-5: Die Dichtewerte wurden nach der Auftriebsmethode gemessen. Die Gefügebildungen geben nicht immer den richtigen Eindruck von der vorliegenden Porosität, da bei der Präparation Ausbrüche aus den UO_2 -Kugeln nicht zu vermeiden waren.

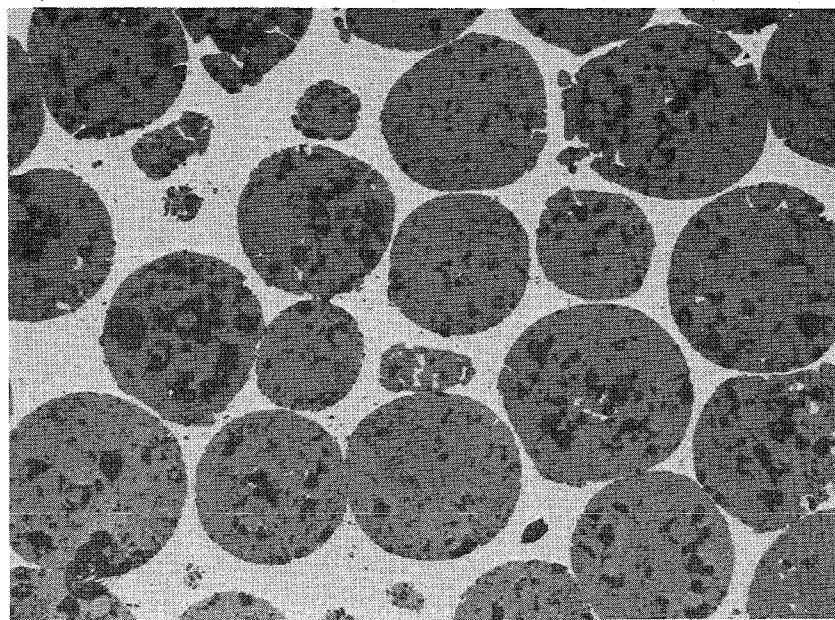


Bild 4 $\text{UO}_2/20$ vol% Cr (ca. 95% TD) 80μ

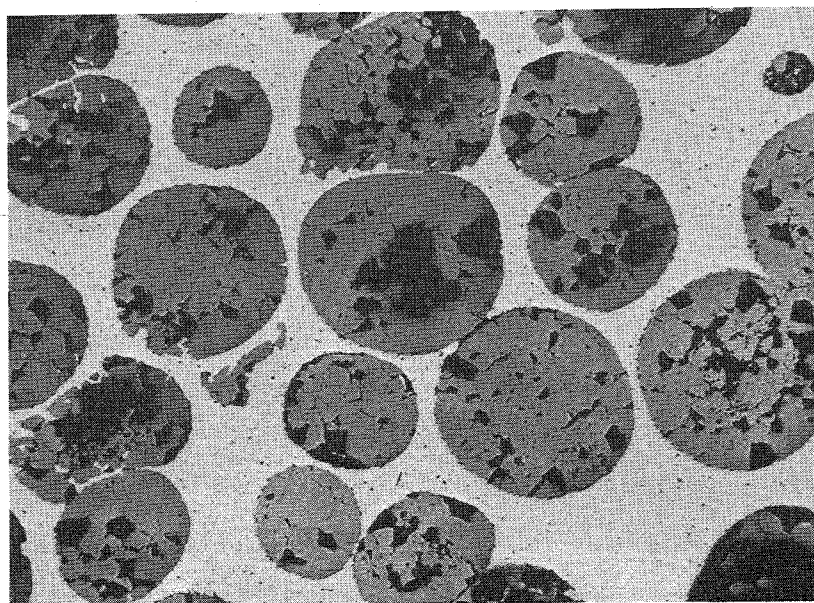


Bild 5 $\text{UO}_2/30$ vol% Cr (ca. 95% TD) 80μ

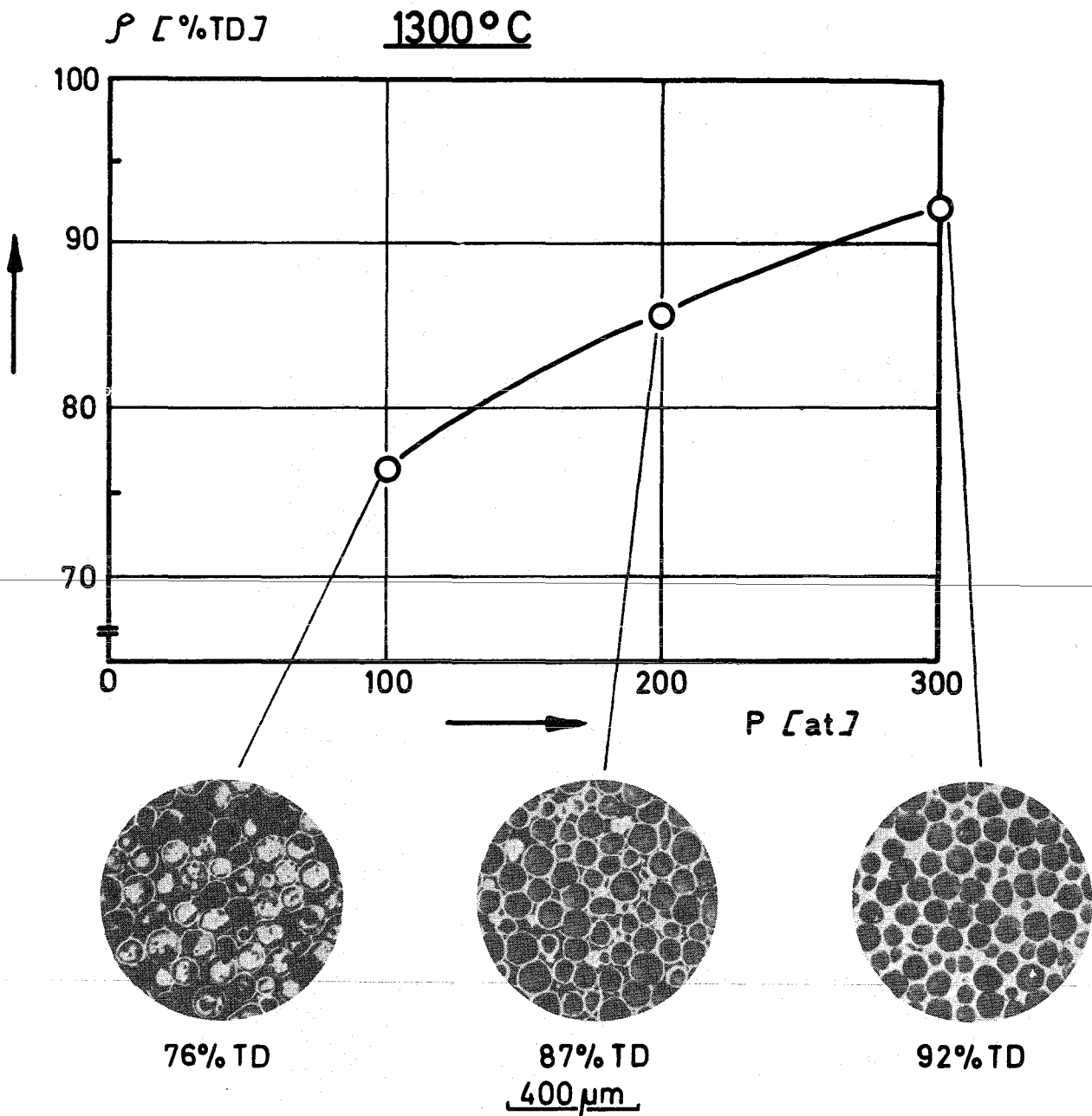


Bild 6 Dichte als Funktion des isostatischen Preßdruckes für $UO_2/30$ Cr-Cermets

Bilder 11 und 12 Bruchgefüge eines bei 1000°C im Biegeversuch
gebrochenen $UO_2/30Cr$ -Cermets

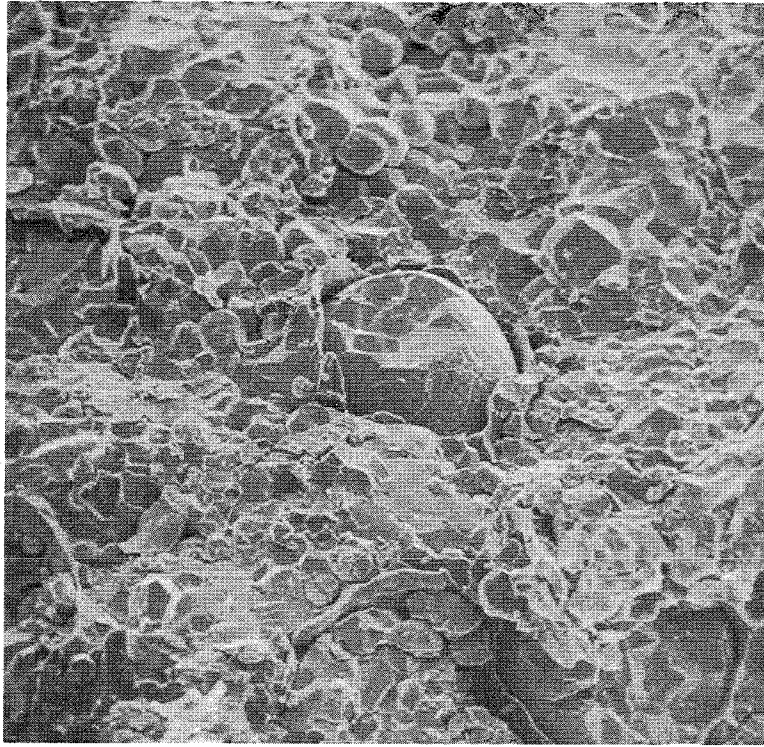


Bild 11 Dichte: 97,5% TD

72 μm

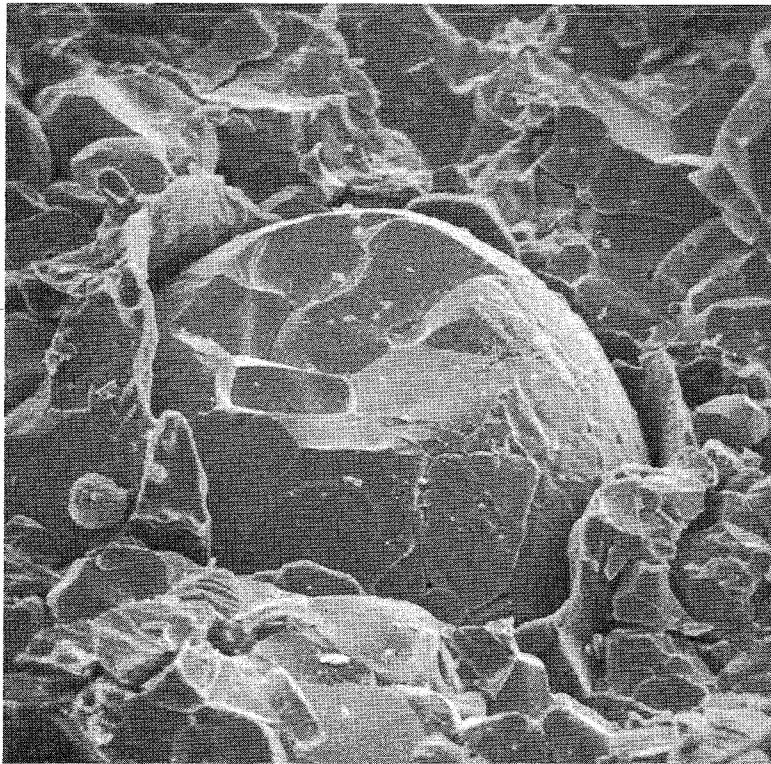


Bild 12 Dichte: 97,5% TD

48 μm

Literatur-Verzeichnis

- [1] P. Weimar Herstellung und Eigenschaften von Cermets
F. Thümmler mit idealisiertem Gefüge durch isostati-
H. Bumm sches Heißpressen beschichteter Teilchen.
Vortrag auf dem 2. Europäischen Symposium
über Pulvermetallurgie in Stuttgart
8. - 10. 5. 1968; sowie J. Nucl. Mat. 31
(1969) S. 215
- [2] M. Dalle Donne High Temperature Gas Cooling for Fast
E. Eisemann Breedern. Symp. Advanced and High Tem-
F. Thümmler perature Gas Cooled Reactors.
K. Wirtz (Okt. 1968) Jülich, sowie KFK-841 (1968)
- [3] F. Thümmler Neue Ergebnisse auf dem Gebiet der Disper-
sions- und Cermet-Brennstoffe.
Vortrag auf der Reaktortagung des
Deutschen Atomforums 1969
Frankfurt/Main, 14. 6. - 18. 6. 1969
-
- [4] G.W. Cunningham Cermet Fuel Elements
D.E. Kizer in 4. Plansee Seminar Reutte /Tirol (1961)
S.J. Paprocki S. 483/506 und BMI 1487 (1960)
- [5] H. Bumm Isostatisches Heißpressen - ein neues Ver-
F. Thümmler dichtungungsverfahren der Pulvermetallurgie.
P. Weimar Ber. d. Dtsch. Ker. Ges. H 8 (1968)
S. 406/412
- [6] H. Schneider Die Abscheidung von Molybdän auf Zirkon-
D. Schönwald oxid- und Uran-dioxidkugeln aus der Gasphase
KFK-Bericht 555, Jan. 1967 und
Die Abscheidung von Cr auf UO_2 - und
 Al_2O_3 -Kugeln aus der Gasphase.
KFK-Bericht 787, Juli 1968

- [7] J. Schröder Eine einfache Methode zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit von festen Stoffen. Phillip's Technische Rundschau (1959/60) Nr. 12, S. 364 ff.
- [8] E.M. Onitsch-Modl Sinterverhalten Mikrogefüge und Eigenschaften von Cr-Al₂O₃-Cermets 2. Plansee Seminar Reutte/Tirol (1955)
- [9] P. Weimar Dissertation, Universität Karlsruhe (TH) 1969
- [10] F. Eisenkolb Herstellung und Prüfung von Sinterkörpern aus Al₂O₃ und Chrom
W. Schatt Wiss. Zeitschrift der TH Dresden 6 (1956/57) H. 1, S. 283/293
- [11] C.R. Tottle Mechanical Properties of Uranium Compounds. ANL-7070 Nov. (1956)
- [12] J. Amato Phenomenological Aspects of Cosintering
L. Ardizzone UO₂-W Cermets
V. Crisa Rev. Int. Hautes Tempér. et Réfract., t. 5
G. Dusi 1968, S. 117/118
- [13] E.J. Soxmann An Impact Test for Use with Cermets.
J.R. Tinklepaugh Jour. Am. Ceram. Soc. vol. 39, Nr. 8 (1956)
N.T. Curran S. 261
- [14] A.M. Freudenthal in "Nuclear Engineering", Mac Graw Hill New York, Toronto, London (1957) S. 577/588
- [15] J. Belle Uranium-Dioxide USAEC (1961)
- [16] A.H. Sully Chromium, S. 167
E.A. Brandes London, Butterworth (1967)

- [17] N. Fuhrmann Development of Hot Isostatic Pressed
R. Holden Cermet-Fuel. (1956) GMAD 3078-25 und
 Development and Testing of High Loaded
 UO₂-Cb Cermet Fuel.
 Trans. of the Am. Nucl. Soc. (1967)
 Winter Meeting Chicago
- [18] K.H. Schramm Daten zur Schallgeschwindigkeit in
 reinen Metallen
 Z. f. Metallkunde 53 (1962) S. 729/735
- [19] C.R. Typton jr. in Reactor Handbook, 2nd Ed. vol. 1,
 "Materials" New York (1960) S. 548
- [20] C.F. Lucks Thermal Conductivities, Heat Capacities
H.W. Deem and Linear Thermal Expansion of 5 Materials.
 WADC TR 55-496, 18. Jan. (1956)
- [21] F. Kohlrausch in "Praktische Physik" Bd. 2, S. 705
 Stuttgart (1962)
-
- [22] E.O. Speidel Factors controlling the Growth of Cermets
R.A. Smith During Thermal Cycling
D.E. Kizer BMI - 1824 (1968)
- [23] W. Dienst Erste Bestrahlversuche an UO₂-Mo und
P. Weimar UO₂-Cr-Cermets mit 80 vol% UO₂ in Nb-Hüllen
 Externer Bericht KFZ-Karlsruhe 6/69-1
- [24] G. Ondracek Herstellung von UO₂/Mo-Formkörpern und
E. Gebhardt Aufbau des Systems UO₂/Mo und
F. Thümmeler Eigenschaften von Urandioxid-Molybdän-
 Formkörpern in Jour. of. Nuclear Mat. 13,
 Nr. 2 (1964) S. 210/241

