

KfK 2781  
Mai 1979

**Das Zeitstandverhalten von  
Rohren aus dem austenitischen  
Stahl X 10 NiCrMoTiB 15 15  
(Werkstoff-Nr. 1.4970)  
bei Belastung mit Innendruck  
im Reaktor**

L. Schäfer, C. Wassilew, K. D. Closs  
Institut für Material- und Festkörperforschung  
Projekt Schneller Brüter

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung  
Projekt Schneller Brüter

KfK 2781

Das Zeitstandverhalten von Rohren aus dem austenitischen Stahl  
X 10 NiCrMoTiB 15 15 (Werkstoff-Nr. 1.4970) bei Belastung mit  
Innendruck im Reaktor

L. Schäfer, C. Wassilew und K. D. Closs

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe



## Zusammenfassung

An Röhren des Stahles X 10 NiCrMoTiB 15 15 (Werkstoff-Nr. 1.4970, Charge 8-22075) mit dem für den SNR 300, Mk-II, vorgesehenen Außendurchmesser von 7.6 mm wurden Zeitstandversuche unter Belastung mit Innendruck bei 650 und 700 °C im BR2 (Mo1) durchgeführt. Die Röhre waren im Referenzzustand (LG + 14 % KV + 800 °C) und in einem Alternativzustand (LG + 800 °C + 14 % KV). Der Referenzzustand ist kriechfester und hat bis zu Standzeiten von etwa 3.000 h die höhere Zeitstandfestigkeit und die niedrigere Duktilität.

The in-pile stress-rupture behaviour of tubes made from austenitic stainless steel X 10 NiCrMoTiB 15 15 (material No. 1.4970)

## Abstract

In-pile stress-rupture tests have been performed at 650 and 700 °C on tubes with the SNR 300-Mk-II-diameter (7.6 mm). The tubes were made from the austenitic stainless steel X 10 NiCrMoTiB 15 15 (material-No. 1.4970, Charge 8-22075) in the reference-treatment (s.a. + 14 % c.w. + 800 °C) and in an alternative treatment (s.a. +800 °C + 14 % c.w.). The tubes in the reference treatment had the higher creep resistance and the higher stress-rupture strength and the lower ductility until 3.000 h rupture life.

## Inhalt

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial
3. Versuchseinrichtungen, Probenform und Versuchsdurchführung
4. Versuchsergebnisse und Diskussion
5. Zusammenfassung
6. Literaturübersicht und Nomenklatur
7. Anhang:  
Berechnung der Spannungen und Dehnungen
8. Tabellen, graphische Darstellungen und Bilder

## 1. Einleitung

Die bisher untersuchten Brennstabhüllrohre für den ersten Kern (Mk-I) des natriumgekühlten Schnellen Brütters SNR-300 haben einen Außendurchmesser von 6 mm. Infolge der erheblich angestiegenen Brennstabfabrikationskosten und der relativ niedrigen Plutoniumpreise ergibt sich für den zweiten Kern (Mk-II) des SNR-300 ein optimales Hüllrohr mit einem Außendurchmesser von 7.6 mm [1], [2]. Das Brennelement für den Mk-II-Kern mit 7.6 mm Brennstabdurchmesser ist in seiner Grundkonzeption auch gültig für den SNR-2 [3]. Dieses Hüllmaterial wurde für eine Bündelbestrahlung im PFR vorgesehen und daher auch in Form von druckbeaufschlagten Rohrabschnitten im Reaktor (Mol 2-Experimente im BR-2) eingesetzt, womit die Brennstabelastung simuliert werden soll. Das Hüllmaterial besteht gemäß der Empfehlung für die Hüllmaterialauswahl von 1974 [2], [4] aus dem titanstabilisierten und bordotierten austenitischen Stahl X 10 NiCrMoTiB 15 15 mit der Werkstoff-Nr. 1.4970. Die mechanisch-thermische Vorbehandlung besteht in einer etwa 14 %igen Kaltverformung und einer anschließenden Auslagerung bei 800 °C. Zusätzlich zu dem genannten Referenzzustand B wird auch eine Variante mit der umgekehrten Reihenfolge der mechanisch-thermischen Behandlung, nämlich einer Auslagerung bei 800 °C und einer darauffolgenden Kaltverformung von etwa 14 %, untersucht. Dieser Zustand A ließ in früheren Bestrahlungsexperimenten (Mol 3B, DFR 397) eine höhere Duktilität erwarten. [12 ]

## 2. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial sind nahtlose Präzisionsrohre mit einem Außendurchmesser von 7,6 mm. Die Rohre wurden vom

Hersteller gemäß den allgemeinen Lieferbedingungen und vom Abnehmer nach den modernsten Methoden bezüglich Maßhaltigkeit und Fehlerfreiheit geprüft [5]. Nur fehlerfreie Rohrabschnitte wurden zu Zeitstandproben verarbeitet.

Der Rohrwerkstoff ist der titanstabilisierte und bordotierte austenitische Stahl X10 NiCrMoTiB 15 15 mit der Werkstoff-Nr. 1.4970 aus der Charge 8-22075 der Firma Sandvik/Schweden. Die Werksbezeichnung lautet 12R72HV. Die chemische Zusammensetzung der Hüllrohre in Gewichtsprozent ist laut Prüfattest Nr. 92088 folgende:

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	N	B
0,095	0,31	1,81	15,1	15,0	1,29	0,3	0,01	50 ppm

Die Rohre haben in den beiden mechanisch-thermischen Behandlungszuständen A und B folgende Zugeigenschaft und Härte:

Zustand		Zugfest.	0,2-Dehng.	Bruchdehng.	Härte
		$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV 1
		RT 600°C	RT 600°C	RT 600°C	RT
A	: LG+800°C +14%KV	769 552	670 493	21,3 8,7	261
B	: LG+14%KV +800°C	681 470	492 398	21,5 9,3	228

Der Zustand B ist daraus entstanden, daß das lösungsgeglühte Material zunächst kaltverformt wird, um die Warmstreckgrenze anzuheben. Die anschließende Auslagerung bei 800°C führt zu vielen Titankarbidausscheidungen im Korn, wodurch die Versetzungsbeweglichkeit stark vermindert wird. Der Zustand A zielt darauf ab, die Hochtemperaturversprödung nach Neutronenbestrahlung zu vermindern und eine gewisse Kornverformbarkeit zu erhalten. Daher wird das Material nach dem Lösungsglühen zunächst bei 800°C ausgelagert, um eine möglichst dichte Korngrenzenbelegung mit semikohärenten  $M_{23}(C,B)_6$ -Ausscheidungen zu erhalten, die das Wachstum der Heliumbläschen hemmen [6]. Anschließend wird die zu niedrige Warmstreckgrenze durch Kaltverformung erhöht.

### 3. Versuchseinrichtung, Probenform und Versuchsdurchführung

Die Zeitstandproben werden in dem belgischen Materialtestreaktor BR 2 in Mol in einem durchgehenden Kanal im Innern eines 6-schaligen Brennelementes bestrahlt. Der Neutronenfluß beträgt entsprechend Abbildung 1 je nach der Position der Proben im Reaktor etwa  $2 \text{ bis } 4 \times 10^{14} \text{ n}_S/\text{cm}^2 \cdot \text{sec}$  ( $E > 0,1 \text{ MeV}$ ) und  $1 \text{ bis } 3 \times 10^{14} \text{ n}_{th}/\text{cm}^2 \cdot \text{sec}$ . Die Bestrahlungseinrichtung besteht aus einem instrumentierten Bestrahlungseinsatz mit Temperaturregelanlage und Druckversorgungsanlage. Für die hier berichteten Bestrahlungen wurden die Einsätze 44 bis 47 verwendet. Die Temperatur der Proben wird von Thermoelementen gemessen, die an der Rohraußenwand angeschweißt sind. Die Thermoelemente sind sehr dünn, so daß die Schweißstelle klein ist und keinen feststellbaren Einfluß auf das Zeitstandverhalten der Proben hat [7]. Die Proben werden durch  $\gamma$ -Heizung und durch einen über ein Thermoelement gesteuerten Heizstrom in einer Heizwendel im Innern der Probe auf eine zwischen  $560$  und  $800^\circ\text{C}$  frei wählbare und zeitlich konstante ( $\pm 1^\circ\text{C}$ ) Temperatur aufgeheizt. Dabei ist die Temperatur an den Probenenden niedriger als die Solltemperatur in der Probenmitte. (s. Abb. 2) Der Innenraum der Rohrprobe ist durch ein Kapillarrohr mit einer Druckversorgungsanlage verbunden, wo der Gasdruck des Druckübertragungsmediums Helium vorgegeben und laufend registriert wird. Wenn eine Probe bricht, fällt ihr Innendruck ab, die Zusatzheizung wird abgeschaltet und dieser Zeitstandversuch ist beendet. Alle Proben verbleiben so lange im Bestrahlungseinsatz, werden also bei tiefer Temperatur weiterbestrahlt, bis in der Regel alle Proben gebrochen sind und der Bestrahlungseinsatz am Ende eines Bestrahlungszyklus aus dem Reaktor genommen wird. Weitere Einzelheiten über die Bestrahlungseinrichtung sind von W. Kramer veröffentlicht [8] bis [10]. Die Probenform ist in Abbildung 3 dargestellt. Die Rohrlänge beträgt  $45 \text{ mm}$ . An unbestrahlten Rohren ist festgestellt worden, daß bei Probenlängen ab  $25 \text{ mm}$  die gemessene Standzeit und die Bruchdehnung von der Probenlänge unabhängig sind [11]. Zur Bestimmung der Bruchdehnung wird in der Heißen Zelle des KFK mit einer Mikrometerschraube an drei Stellen der Außendurchmesser des Rohres zweimal vermessen, wobei die Probe azimuthal um  $90^\circ$  gedreht wird. Der größte Wert wird als technische Tangentialdehnung der Rohraußenwand angegeben:

$$\epsilon_{t,a} = \frac{\Delta d_a}{d_{a,0}} \cdot 100[\%]$$

#### 4. Versuchsergebnisse und Diskussion

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche sind in Tabelle 1 zusammengefaßt und als Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung in den Abbildungen 4 und 5 dargestellt. Die Rohre in dem Referenzzustand haben bis zu einer Standzeit von etwa 3000 Stunden die höhere Zeitstandfestigkeit. Man kann annehmen, daß sie oberhalb einer Standzeit von 3000 Stunden eine niedrigere Zeitstandfestigkeit haben als der Alternativzustand, weil die lineare Extrapolation der Meßwerte dies ergibt und weil ein früheres Materialbestrahlungsexperiment (Mol 3B 2) solche Ergebnisse geliefert hat. [12]

In Abbildung 6 ist die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Standzeit dargestellt. Der Alternativzustand zeigt den erwarteten Verlauf. Mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit fällt die Bruchdehnung ab und steigt möglicherweise bei sehr langen Standzeiten infolge Materialerholung wieder an. Der Referenzzustand dagegen hat schon nach sehr kurzer Bestrahlungszeit (ähnlich wie der Referenzzustand und das rein kaltverformte Material einer anderen Schmelze) ein Duktilitätsminimum.

Das unterschiedliche Materialverhalten ist auf die unterschiedliche Mikrostruktur zurückzuführen [6]: Das Material im Referenzzustand wird nach der Lösungsglühbehandlung zunächst kaltverformt und dann bei 800°C ausgelagert. Das bei der Kaltverformung gebildete Versetzungsnetzwerk bietet ideale Ausscheidungsmöglichkeiten für die thermodynamisch stabile und langsam wachsende TiC-Phase, wodurch der Werkstoff kriechfest wird. Die Matrixverformbarkeit ist dadurch allerdings begrenzt und da die Korngrenzen nur schwach mit  $M_{23}(C,B)_6$

belegt sind, ist die Anfälligkeit für die Hochtemperaturversprödung zunächst groß. Im Lauf der Bestrahlung scheiden sich aber auch an den Korngrenzen noch weitere Teilchen aus, so daß die Korngrenzenfestigkeit zunimmt, während im Korn analog zur Ostwald-Reifung die Ausscheidungen koagulieren. Dadurch wird das Verhältnis von Korngrenzen- zu Kornfestigkeit günstiger. Die Bruchdehnung steigt an und die Zeitstandfestigkeit fällt etwas ab, wie es die Versuchsergebnisse zeigen. Wahrscheinlich läuft parallel dazu noch folgender Vorgang ab [13]:

Es wird angenommen, daß bei den in-pile-Zeitstandversuchen das frisch gebildete Helium infolge der angelegten mechanischen Spannung rasch aus korngrennahen Bereichen in die Korngrenzen wandert oder von Versetzungen dorthin transportiert wird. Das im Korn verbleibende Helium bildet mit Leerstellen kleine Cluster, deren Verhältnis von Gas- zu Leerstellenatomen ungefähr zwischen 1 und 0,25 liegt und die somit unbeweglich sind [14], [15] und zusätzliche Hindernisse für die Versetzungsbewegung darstellen.

Mit zunehmender Bestrahlung ändert sich das Verhältnis von Gas- zu Leerstellenatomen durch Leerstellenabsorption, wodurch die Cluster beweglich werden und ihre Wirksamkeit als Hindernis für die Versetzungsbewegung abnimmt. Dies wirkt sich bei dem korngrenzenschwächeren Referenzzustand stärker aus als bei dem Alternativzustand.

Zum Alternativzustand gehört nach der Lösungsglühbehandlung zunächst eine Auslagerung bei 800°C.

Man erreicht damit, daß sich viele  $M_{23}(C,B)_6$  - Teilchen an den Korngrenzen so ausscheiden, daß sie im Schlibbild perlschnurartig aussehen. Diese Ausscheidungen behindern das Korngrenzgleiten und das Wachsen von Hohlräumen an den Korngrenzen, sofern sie genügend fest und semikohärent sind, was hier bei dem höheren Borgehalt zutrifft. Gleichzeitig werden im Korn relativ wenige gröbere TiC-Partikel ausgeschieden, deren Abstand später die Maschenweite des sich unter Bestrahlung wahrscheinlich bildenden Versetzungszellwerkes bestimmt. Nach der Auslagerung bei 800°C wird kaltverformt. Dadurch entstehen weitere Ausscheidungsmöglichkeiten für feinverteiltes TiC an den gebildeten Versetzungen während der Kriechbeanspruchung.

Das Material hat demnach in dem geschilderten Alternativzustand zunächst noch eine gute Kornverformbarkeit, was sich in der relativ geringen Zeitstandfestigkeit, in der hohen Kriechgeschwindigkeit und in der hohen Zeitstandbruchdehnung zeigt. Während der langzeitigen Kriechbeanspruchung bilden sich weiter TiC-Ausscheidungen an den Versetzungen, wodurch die Kornfestigkeit und die Zeitstandfestigkeit zunehmen, während die Bruchdehnung leicht abnimmt.

Aus der tangentialen Bruchdehnung und der Standzeit läßt sich eine mittlere tangentiale Kriechgeschwindigkeit berechnen:

$$\bar{\dot{\epsilon}}_t = \frac{\delta_t}{t_B}$$

In Abbildung 7 ist sie in Abhängigkeit von der Tangentialspannung  $\sigma_t$  dargestellt. In doppeltlogarithmischer Darstellung ergeben sich abgeknickte Geraden, deren gerade Abschnitte analog zum Nortonschen Kriechgesetz [16] beschrieben werden können:

$$\bar{\dot{\epsilon}}_t = k \cdot \sigma_t^n$$

Die Kriechparameter  $n$  und  $k$  dieses Kriechgesetzes sind mit denen des Nortonschen Kriechgesetzes  $\dot{\epsilon}_N = k_N \cdot \sigma_N^n$  vergleichbar.

Die Werte für  $n$  sind identisch und  $k = k_N \cdot 0,866^{n+1}$ .

Die Knicke in der Geraden der Abbildung 7 weisen darauf hin, daß bei unterschiedlichen Spannungen auch unterschiedliche Kriechmechanismen überwiegen. Bei sehr niederen Spannungen überwiegt ein bestrahlungsinduziertes Kriechen mit dem Spannungsexponenten  $n = 1$  [17] und bei hohen Spannungen überwiegt das thermische Kriechen, das hier sowohl bei den bestrahlten als auch bei den unbestrahlten Proben den Spannungsexponenten  $n \sim 8$  hat.

Die Meßwerte im Bereich der kleinen Spannungen streuen stark, so daß nicht sicher ist, ob der Knick nur bis zu der eingezeichneten Neigung mit dem Spannungsexponenten  $n \sim 3$  oder aber bis zu einer Neigung mit dem Spannungsexponenten  $n=1$  geht. Wenn die in Abbildung 7 eingezeichnete Neigung mit dem Spannungsexponenten  $n \sim 3$  auch für viel kleinere als die gemessenen Spannungen konstant ist, dann handelt es sich hier um thermisches Kriechen, allerdings mit einem anderen Mechanismus als bei hohen Spannungen. Nach Wassilew [17] ist der fragliche Bereich aber sicher der Anfang des Bereiches, wo das bestrahlungsinduzierte Kriechen überwiegt, d.h. die Neigung sollte immer stärker werden bis der Spannungsexponent  $n=1$  erreicht ist.

Gegenüber dem unbestrahlten Material, über das in [25] berichtet worden ist, hat der Stahl 1.4970 unter Neutronenbestrahlung eine erhöhte Kriechgeschwindigkeit und eine verminderte Bruchdehnung, was sich auch in einer verminderten Zeitstandfestigkeit auswirkt.

## 5. Zusammenfassung

Der Stahl 1.4970 hat unter Neutronenbestrahlung gegenüber dem unbestrahlten Material eine erhöhte Kriechgeschwindigkeit und eine verminderte Bruchdehnung, was sich in einer verminderten Zeitstandfestigkeit auswirkt. Der Alternativzustand (LG +A +KV) hat unter Neutronenbestrahlung gegenüber dem Referenzzustand (LG +KV + A) die höhere Duktilität, aber auch die höhere Kriechgeschwindigkeit. Zusammen ergibt das bei hohen Standzeiten (extrapoliert) auch eine höhere Zeitstandfestigkeit. Die mittlere Kriechgeschwindigkeit beider Zustände hat bei niederen Spannungen nach dem Norton'schen Kriechgesetz den Spannungsexponenten  $n \approx 3$ . Ob dies, verbunden mit der erhöhten Kriechgeschwindigkeit, ein ausreichendes Indiz für bestrahlungsinduziertes Kriechen bei hohen Temperaturen (oberhalb  $0,5 T_s$ ) ist, kann wegen der Streuung der Meßwerte erst nach weiteren Analysen entschieden werden.

## 6. Literaturübersicht und Nomenklatur

- [ 1] Kummerer, K.: Probleme bei Schnellbrüter-Brennstäben mit größerem Durchmesser. (1973) unveröffentlicht
- [ 2] Kummerer, K.: 1. Anforderungen und Randbedingungen für SNR-300-Brennelemente. In: Böhm, H., Dienst, W., Kummerer, K. (Hrsg.): Arbeiten zur Brennelemententwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KFK 1999 (1974), S. 1-25
- [ 3] Höchel, J.: Die SNR-Kerne KNK-II, SNR-300 bis SNR-2. In: Karsten, G. (Hrsg.): Das Brennelement des Natrium-Brüters. KFK 2416 (1976), S. 12-18
- [ 4] Dietz, W., Bergmann, H.J., Ohly, W.,: (Hrsg.) Hüllmaterialauswahl SNR. (1974) unveröffentlicht
- [ 5] Vollath, D., Jacobi, O.: XV. Qualitätskontrolle an Brennstoffen, Hüllrohren und Brennstäben. In: Böhm, H., Dienst, W., Kummerer, K. (Hrsg.): Arbeiten zur Brennelemententwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KFK 1999 (1974), S. 251-270
- [ 6] Anderko, K., Wassilew, C.: Betrachtungen zur Weiterentwicklung von Hüll- und Kernstrukturwerkstoffen für Schnelle Brüter. KFK 2369 (1976)
- [ 7] Closs, K.D., Laue, H.J.: Das in-pile Zeitstandverhalten einiger austenitischer Stähle und Nickellegierungen unter mehrachsiger Beanspruchung. KFK 1152 (1969)
- [ 8] Gast, K., Kramer, W.: Sicherheitsbericht für BR2-Material-Be-strahlungsversuche, Projekt Mol 2. Untersuchung des Kriechverhaltens von Can-Materialien unter Bestrahlung. KFK 396 (1965)
- [ 9] Kramer, W., Schmidt, L., Will, H.: Bestrahlungseinrichtung zur Hüllmaterialuntersuchung für schnelle Brutreaktoren. Kerntechnik, Isotopentechnik und-chemie, 9 (1967) S. 499-502
- [10] Kramer, W., Will, H.: Brüter-Versuchshüllrohre für Bestrahlungsexperimente; meß- und fertigungstechnische Probleme. Kerntechnik, Isotopentechnik und-chemie, 9 (1967) S. 285-288
- [11] Polifka, F., Schäfer, L.: Einfluß der Probenlänge auf das Zeitstandverhalten von Hüllrohren bei Belastung durch Innendruck. (1970) unveröffentlicht

- [12] Wassilew, C., Schirra, M.: Einfluß von Neutronenbestrahlung bei hohen Temperaturen auf das Zeitstand- und Kriechverhalten des austenitischen Stahles 1.4970.  
In: Deutsches Atomforum e.V. (Hrsg.): Reaktortagung, Berlin, 2. - 5. April 1974, S. 344-347.
- [13] Wassilew, C., Schäfer, L., Anderko, K.: Das Kriechverhalten des austenitischen Stahles 1.4970 bei und nach Neutronenbestrahlung im BR 2. In: Deutsches Atomforum e.V. (Hrsg.): Reaktortagung, Hannover, 4.-7. April 1978
- [14] Kaletta, D.: The influence of temperature on the blister behaviour of vanadium and binary vanadium-titanium alloys during 200 and 2000-keV helium irradiation. Journal of Nuclear Materials, 63 (1976) S. 347
- [15] Kaletta, D., Stubbins, J.: The annealing behaviour of vanadium, prior irradiated with 210-keV helium at 625°C, to high fluences. Journal of Nuclear Materials, 74 (1978) S. 93
- [16] Norton, F.H.: The Creep of Steel at High Temperatures. McGraw-Hill Publ. Co. Ltd. 1929
- [17] Wassilew, C.: Neuere Erkenntnisse zum Kriechverhalten des Stahles X 8 NiCrMoTiB 15 15 unter und nach Neutronenbestrahlung. Werkstoffseminar KfK, 5.5. 1978
- [18] Lamé, G.: Lecons sur la Théorie Mathématique de L'Elasticité des Corps Solides. Paris: Bachelier 1852
- [19] Wellinger, K., Dietmann, H.: Festigkeitsberechnungen. Stuttgart: Alfred Kröner 1968
- [20] Dietmann, H.: Spannungszustand und Festigkeitsverhalten. MPA Stuttgart, Techn.-wiss. Bericht, Heft 68-04 (1968)
- [21] Cloß, K.D., Schäfer, L.: Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüllrohrproben mit und ohne Bestrahlung. In: Dalle Donne, M., Kummerer, K., Schroeter, K. (Hrsg.): Proceedings of an International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, Karlsruhe, September 28. -30. 1970.  
Karlsruhe: Gesellschaft für Kernforschung mbH. 1970. S. 675-698
- [22] Soderberg, C.R.: The Interpretation of Creep Tests for Machine Design. Transactions of the ASME, 58 (1936) S. 733
- [23] Finnie, I., Heller, W.R.: Creep of Engineering Materials. New York: McGraw-Hill 1959

- [24] Soderberg, C.R.: Interpretation of Creep Tests on Tubes.  
Transactions of the ASME, 63 (1941) S. 737-748
- [25] Schäfer, L., Polifka, F., Kempe, H.: Das Zeitstand- und Kriechverhalten von Rohren aus dem Stahl X10 NiCrMoTiB 1515 (Werkst.Nr. 1.4970) bei Belastung mit Innendruck KfK 2543 (1978)

Nomenklatur

Indizes

d	-	Durchmesser des Rohres	o	-	Anfangsbedingungen, Nominalwerte
P	-	Druck	a	-	auf die Außenwand bezogen
s	-	Wandstärke	i	-	" " Innenwand "
$\sigma$	-	Spannung	m	-	" " Wandmitte "
$\epsilon$	-	Dehnung	ax	-	axial
$\dot{\epsilon}$	-	Kriechgeschwindigkeit	t	-	tangential
$\bar{\epsilon}$	-	mittlere "	r	-	radial
LG	-	lösungsgeglüht	V	-	Vergleichs-
KV	-	kaltverformt	j	-	beliebige Zahl
Chg.	-	Charge, Schmelze	N	-	Norton
$\delta$	-	Bruchdehnung	B	-	Bruch
t	-	Zeit			
RT	-	Raumtemperatur			

## 7. Anhang

### Berechnung der Spannungen und Dehnungen

In einem Rohr, das unter Innendruckbelastung steht, werden Spannungen erzeugt, die in drei senkrecht aufeinanderstehenden Hauptspannungsrichtungen zusammengefaßt werden können. Die drei Hauptspannungsrichtungen liegen entsprechend der Rohrgeometrie in tangentialer, axialer und radialer Richtung. Die drei Hauptspannungen können aus dem Innendruck und den Rohrabmessungen für jeden Ort der Rohrwand berechnet werden [18]. Damit können gleiche Belastungsfälle bei unterschiedlichen Rohrabmessungen berechnet werden. Bei den hier vorliegenden relativ dünnwandigen Rohren genügt es allerdings, die mittleren Spannungen zu berechnen und die Ortsabhängigkeit zu vernachlässigen. Je dünnwandiger ein Rohr ist, desto geringer sind bei gleicher Materialbeanspruchung die Spannungsunterschiede in der Rohrwand. Daher sind die Spannungsumlagerungen beim plastischen Kriechen des Materials auch vernachlässigbar. Für jeden elastisch-plastischen Zustand haben die mittleren Hauptspannungen folgende Größe:

$$\text{Tangentialspannung} \quad \sigma_t = P_i \frac{d_i}{d_a - d_i}$$

$$\text{Axialspannung} \quad \sigma_{ax} = P_i \frac{1}{(d_a/d_i)^2 - 1}$$

$$\text{Radialspannung} \quad \sigma_r = -\frac{1}{2} P_i$$

(Darin bedeuten  $P_i$  - Rohrinndruck,  $d_a$  und  $d_i$  - Rohraußen- und Innendurchmesser.)

Für einen Vergleich der Belastungsfälle, hier der Zeitstandfestigkeit, aus Versuchen mit unterschiedlichem Spannungszustand, beispielsweise bei Zug- und Rohrinndruckbelastung, ist es notwendig, aus den drei genannten Hauptspannungen eine Vergleichsspannung  $\sigma_V$  zu berechnen. Diese gibt an, welche Spannung im einaxialen Zugversuch das gleiche Materialverhalten, z.B. den Fließbeginn oder eine bestimmte Verformungs-

geschwindigkeit, bewirkt wie beispielsweise in dem innendruckbelasteten Rohr, aus dessen Hauptspannungen sie berechnet wurde. Zur Berechnung der Vergleichsspannung muß eine Festigkeitshypothese ausgewählt werden, die dem Material, insbesondere seinem Bruchverhalten am besten entspricht. Nach den Beschreibungen von Wellinger und Dietmann [19],[20] sollte für den vorliegenden Werkstoff die Gestaltsänderungsenergiehypothese am geeignetsten sein, da sie für verformungsfähige Werkstoffe gilt, die durch das Auftreten unzulässig großer plastischer Deformationen versagen. Für andere stabilisierte und unstabilisierte austenitische Stähle ist dies nachgewiesen worden [21]. Daher wird angenommen, daß die Gestaltsänderungsenergiehypothese (von Mises yield criterion) auch hier anwendbar ist. Sie lautet in der Anwendung auf ein mit Innendruck belastetes Rohr:

$$\sigma_V = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_t - \sigma_{ax})^2 + (\sigma_t - \sigma_r)^2 + (\sigma_{ax} - \sigma_r)^2]^{1/2}$$

Mit den Vereinfachungen  $\sigma_{ax} \approx 0,5 \sigma_t$  und  $\sigma_r \approx 0$  ergibt sich die Näherungslösung:

$$\sigma_V \approx \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_t = \frac{\sqrt{3}}{2} p_i \frac{1}{(d_a/d_i)-1}$$

Analog gilt für die Vergleichsdehnung

$$\epsilon_V = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\epsilon_t - \epsilon_{ax})^2 + (\epsilon_t - \epsilon_r)^2 + (\epsilon_{ax} - \epsilon_r)^2]^{1/2}$$

Die Bedingung für Volumenkonstanz  $\epsilon_t + \epsilon_{ax} + \epsilon_r = 0$  und die Forderung, daß die drei Hauptscherdehnungen proportional zu den drei Hauptscher-  
spannungen sind [22]

$$\frac{\epsilon_t - \epsilon_{ax}}{\sigma_t - \sigma_{ax}} = \frac{\epsilon_{ax} - \epsilon_r}{\sigma_{ax} - \sigma_r} = \frac{\epsilon_r - \epsilon_t}{\sigma_r - \sigma_t} = C \quad \text{bedingen, daß die axiale}$$

Kriechgeschwindigkeit bzw. Dehnung des Rohres, sofern es isotrope mechanische Eigenschaften hat, gleich Null ist, d. h. das Rohr wird beim Kriechen nicht länger [23].

$$\epsilon_{ax} = \frac{2}{3} C \left[ \sigma_{ax} - \frac{1}{2} (\sigma_r + \sigma_t) \right] = 0$$

Daraus ergibt sich, daß die tangentiale und die radiale Kriechgeschwindigkeit bzw. Dehnung gleich groß sind ( $\epsilon_t = -\epsilon_r$ ) und daß für die Vergleichsdehnung folgende Näherungslösung gilt:

$$\epsilon_V = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \epsilon_t.$$

Aus technischen Gründen kann nur die Tangentialdehnung und diese auch nur an der Rohraußenwand gemessen werden. Für genauere Berechnungen der Vergleichsdehnung kann nach Soderberg [24] bei dünnwandigen Rohren die mittlere Tangentialdehnung  $\epsilon_{t,m}$  aus der meßbaren äußeren  $\epsilon_{t,a}$  berechnet werden.

$$\epsilon_{t,m} = \left( 1 + \frac{s_0}{d_a - s_0} \right)^2 \cdot \epsilon_{t,a}$$

In dieser Arbeit wird die Bruchdehnung als technische Tangentialdehnung der Rohraußenwand angegeben. Ebenso wird die nominelle, d. h. die auf die Ausgangsabmessungen des Rohres bezogene Spannung verwendet, weil die wahre Spannung von der Dehnung und damit von der Zeit abhängig ist.

Tabelle 1: Das Zeitstandverhalten von Rohren aus dem Hüllwerkstoff  
1.4970, Charge 8-22075, bei Bestrahlung im BR2

Probe- Nr.	Tempe- ratur T [°C]	nicht geborsten +	Zustand	Standzeit t <sub>B</sub> [h]	δ <sub>t,a</sub> * [%]	σ <sub>t,m</sub> * [MPa]	$\bar{\epsilon}_{t,m,a}$ * [%·h <sup>-1</sup> ]
44 a	650		B	715,5	1,71	231	2,4 · 10 <sup>-3</sup>
44 b	650	+	B	1943	0,63	165	3,2 · 10 <sup>-4</sup>
44 c	650		A	80,5	2,36	231	2,9 · 10 <sup>-2</sup>
44 d	650		A	607,5	0,80	165	1,3 · 10 <sup>-3</sup>
44 e	650		A	19	3,90	264	2,1 · 10 <sup>-1</sup>
44 f	650		A	1105	1,39	198	1,3 · 10 <sup>-3</sup>
44 g	650		B	471,5	2,0	264	4,1 · 10 <sup>-3</sup>
45 a	700	+	B	457	0,79	165	1,7 · 10 <sup>-3</sup>
45 b	700		B	1897	1,41	119	7,4 · 10 <sup>-4</sup>
45 c	700	+	A	333	1,89	165	5,7 · 10 <sup>-3</sup>
45 d	700		A	891	1,63	119	1,8 · 10 <sup>-3</sup>
45 e	700		A	69	2,38	198	3,5 · 10 <sup>-2</sup>
45 f	700		A	883	2,41	132	2,7 · 10 <sup>-3</sup>
45 g	700	+	B	366,5	0,54	198	1,5 · 10 <sup>-3</sup>
45 h	700	+	B	1583	1,04	132	6,6 · 10 <sup>-4</sup>
46 a	650		B	1125	0,88	231	7,8 · 10 <sup>-4</sup>
46 b	650	+	B	1396	0,46	185	3,3 · 10 <sup>-4</sup>
46 c	650		A	900	1,53	185	1,7 · 10 <sup>-3</sup>
46 d	650		A	1465	1,49	145	1,0 · 10 <sup>-3</sup>
46 e	650	+	A	(599)	(0,29)	132	4,8 · 10 <sup>-4</sup>
46 g	650	+	B	1316	0,95	198	7,2 · 10 <sup>-4</sup>
46 h	650		B	(692)	0,71	165	(1,0 · 10 <sup>-3</sup> )
47 b	700		B	(139)	0,32	145	(2,3 · 10 <sup>-3</sup> )
47 c	700		A	406	1,60	145	3,9 · 10 <sup>-3</sup>
47 d	700		A	380	1,45	119	3,8 · 10 <sup>-3</sup>
47 e	700		A	481	1,51	132	3,1 · 10 <sup>-3</sup>
47 f	700		A	104	1,50	158	1,4 · 10 <sup>-2</sup>
47 g	700		B	(241)	1,14	132	(4,7 · 10 <sup>-3</sup> )

\* δ<sub>t,a</sub> - tangentielle Bruchdehnung der Rohraußenwand

\* σ<sub>t,m</sub> - mittlere nominelle Tangentialspannung

\*  $\bar{\epsilon}_{t,m,a}$  - mittlere tangentielle Kriechgeschwindigkeit der Rohraußenwand  
(unsichere Daten stehen in Klammern)

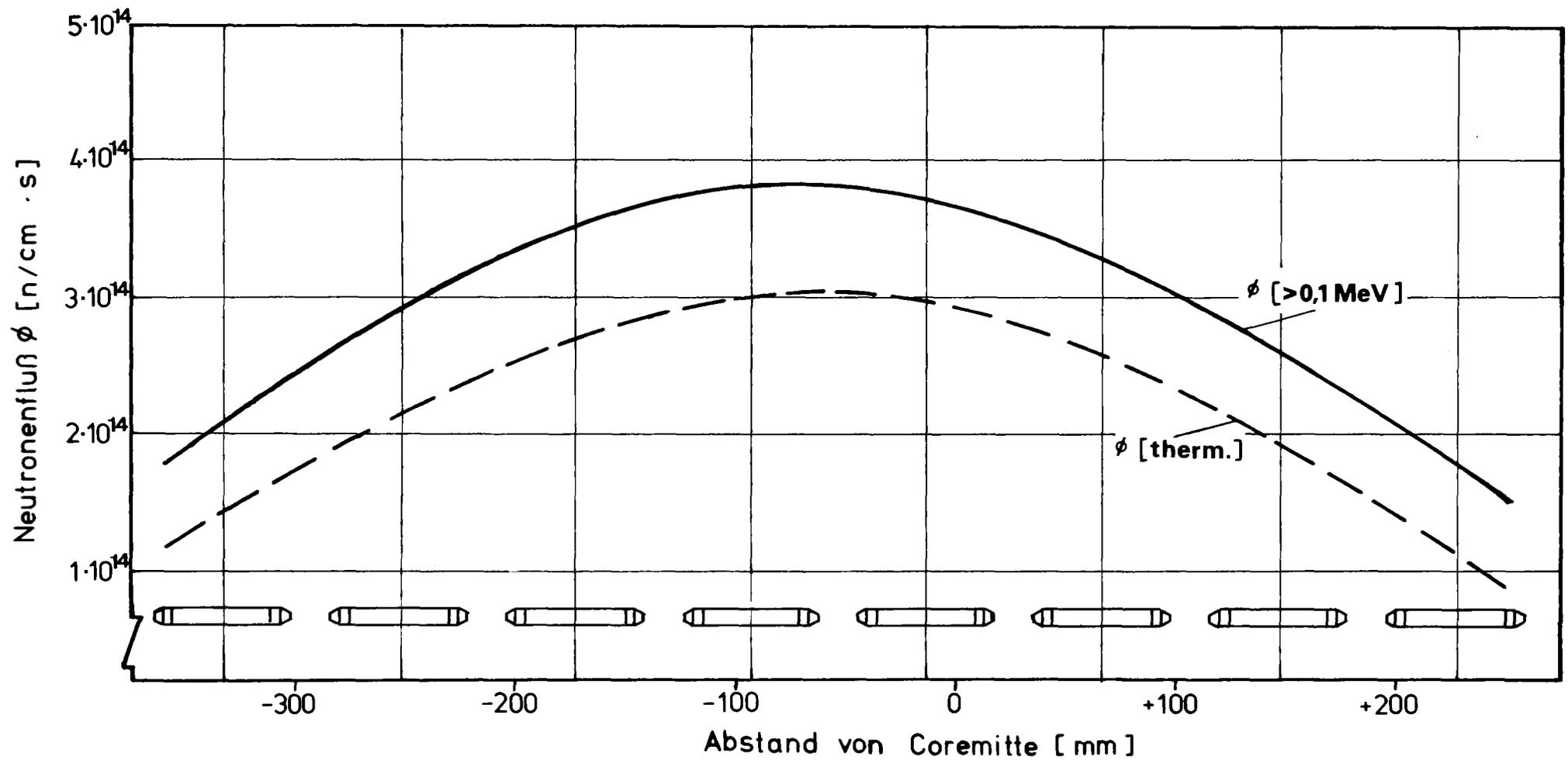


Abb. 1: Mittlerer gemessener Neutronenfluß in den Kanälen C 41 und C 319.

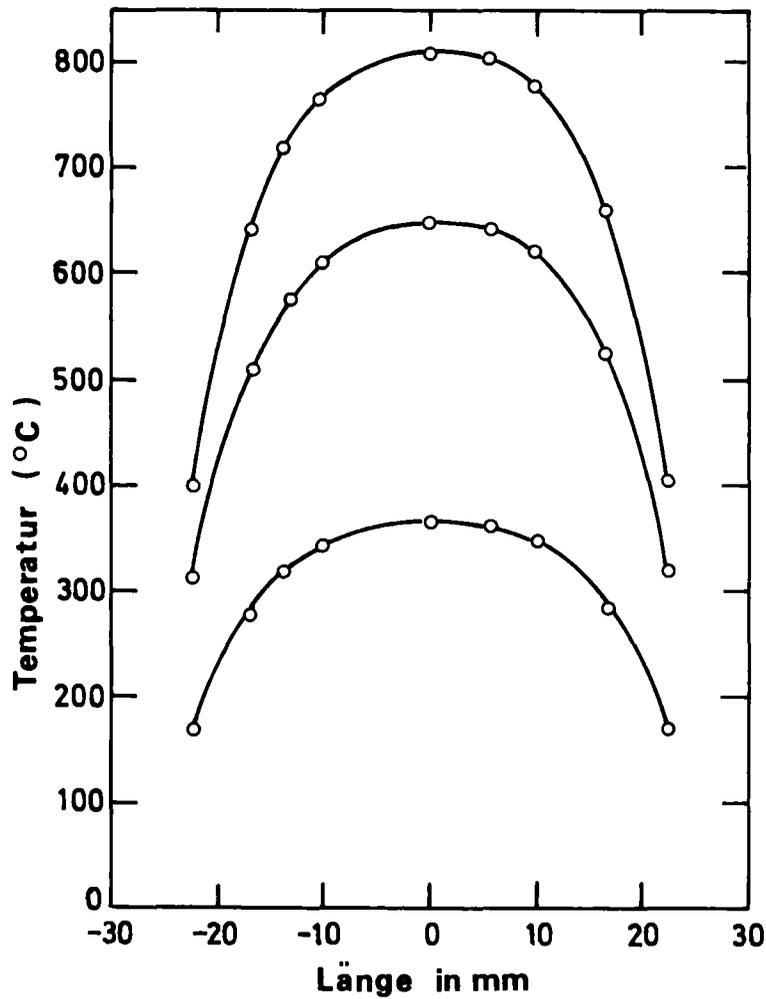


Abb. 2: Axiales Temperaturprofil der Mol 2-Zeitstandproben.

- 1 - Heizleiter
- 2 - Heizleiter-Stopfen
- 3 - Hüllrohr
- 4 - Hüllrohr-Stopfen
- 5 - Schlinge
- 6 - Thermoelemente
- 7 - Kapillarrohr

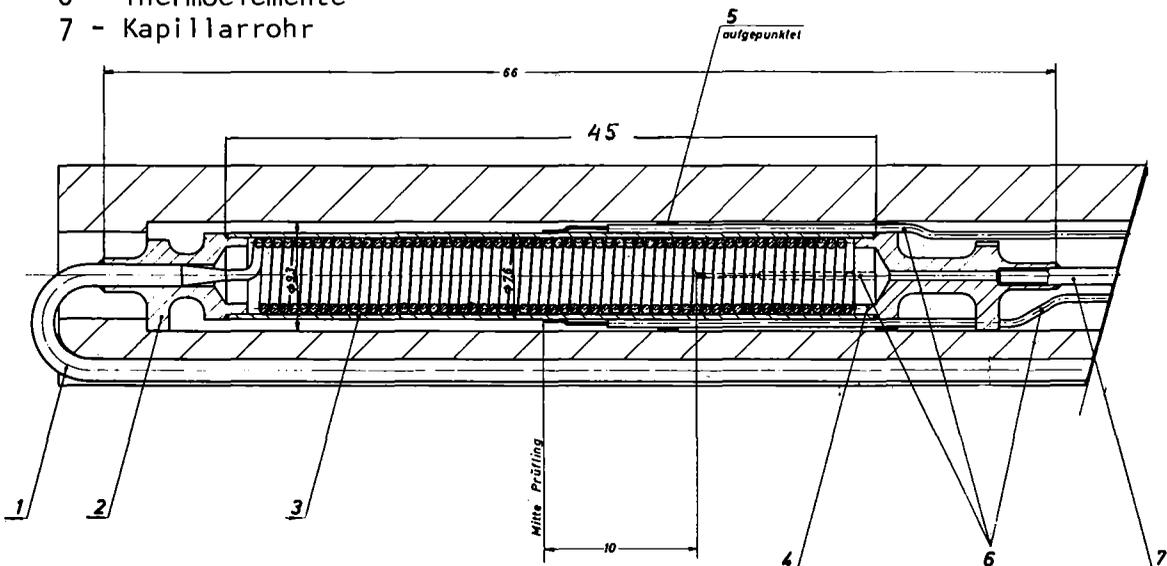


Abb. 3: Mol 2-Zeitstandprobe mit Probenhalter

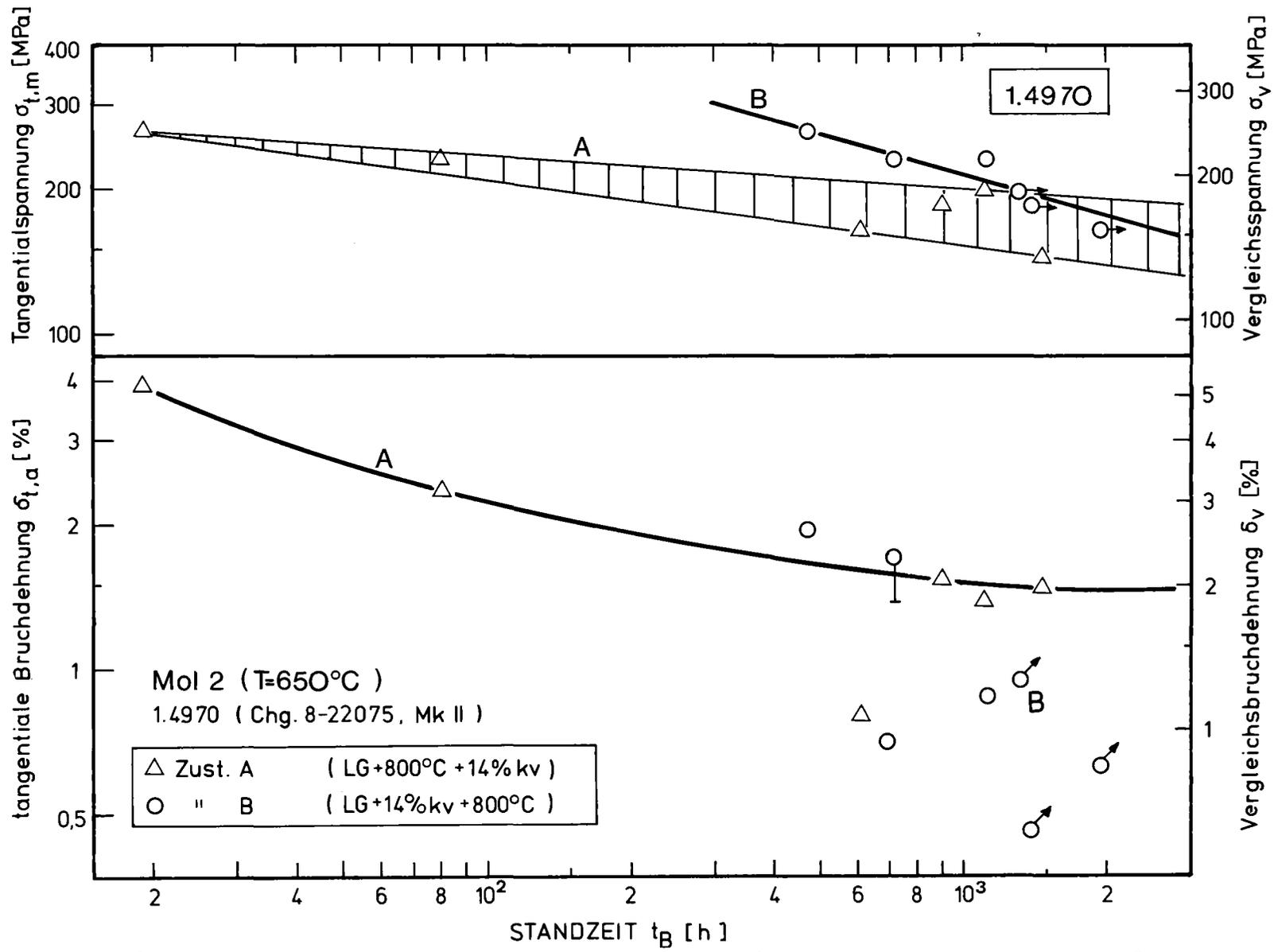


Abb. 4: Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075) bei Bestrahlung bei 650°C.

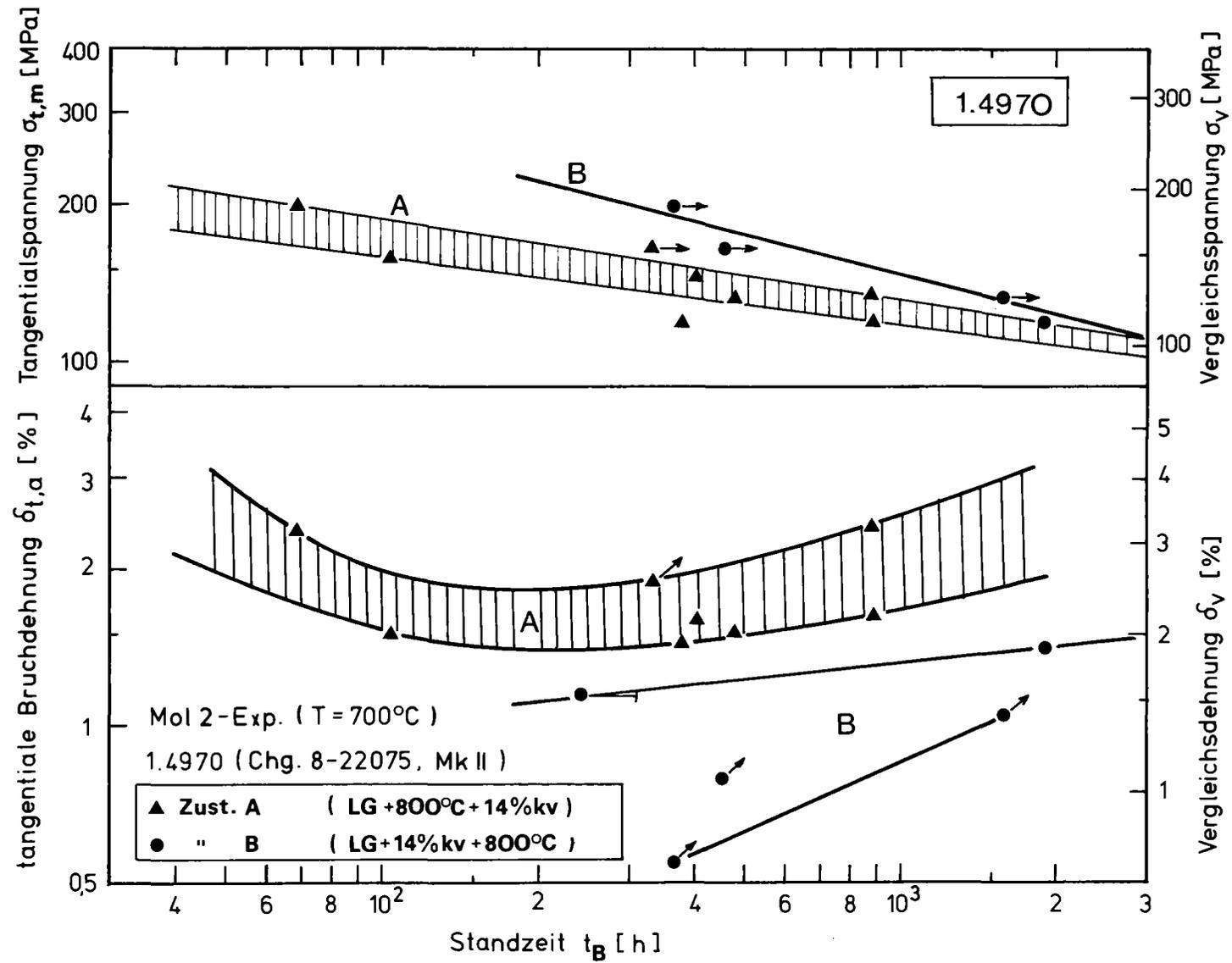


Abb. 5: Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075) bei Bestrahlung bei 700°C.

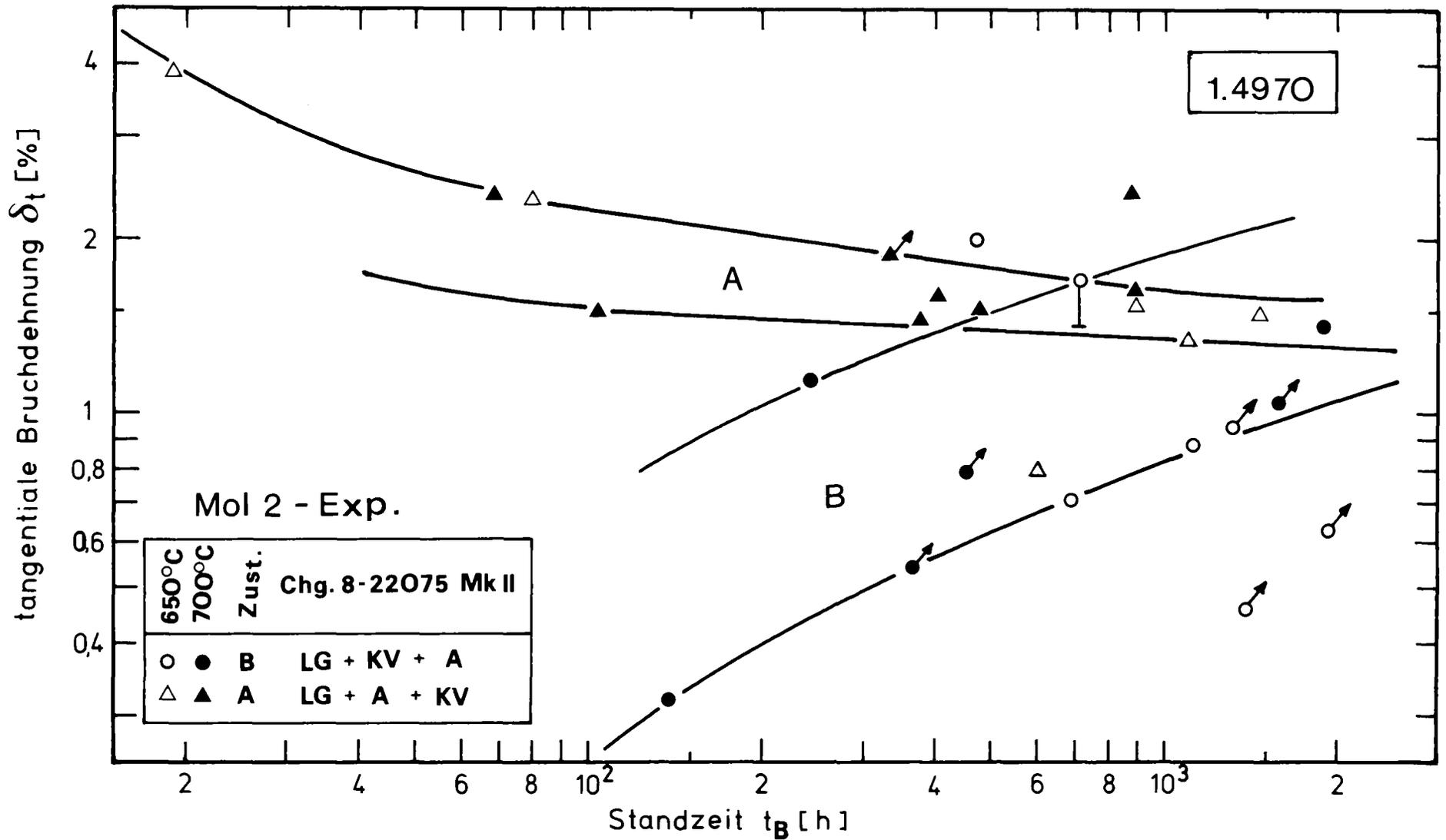


Abb. 6: Bruchdehnung des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075) bei Zeitstandprüfung im Reaktor.

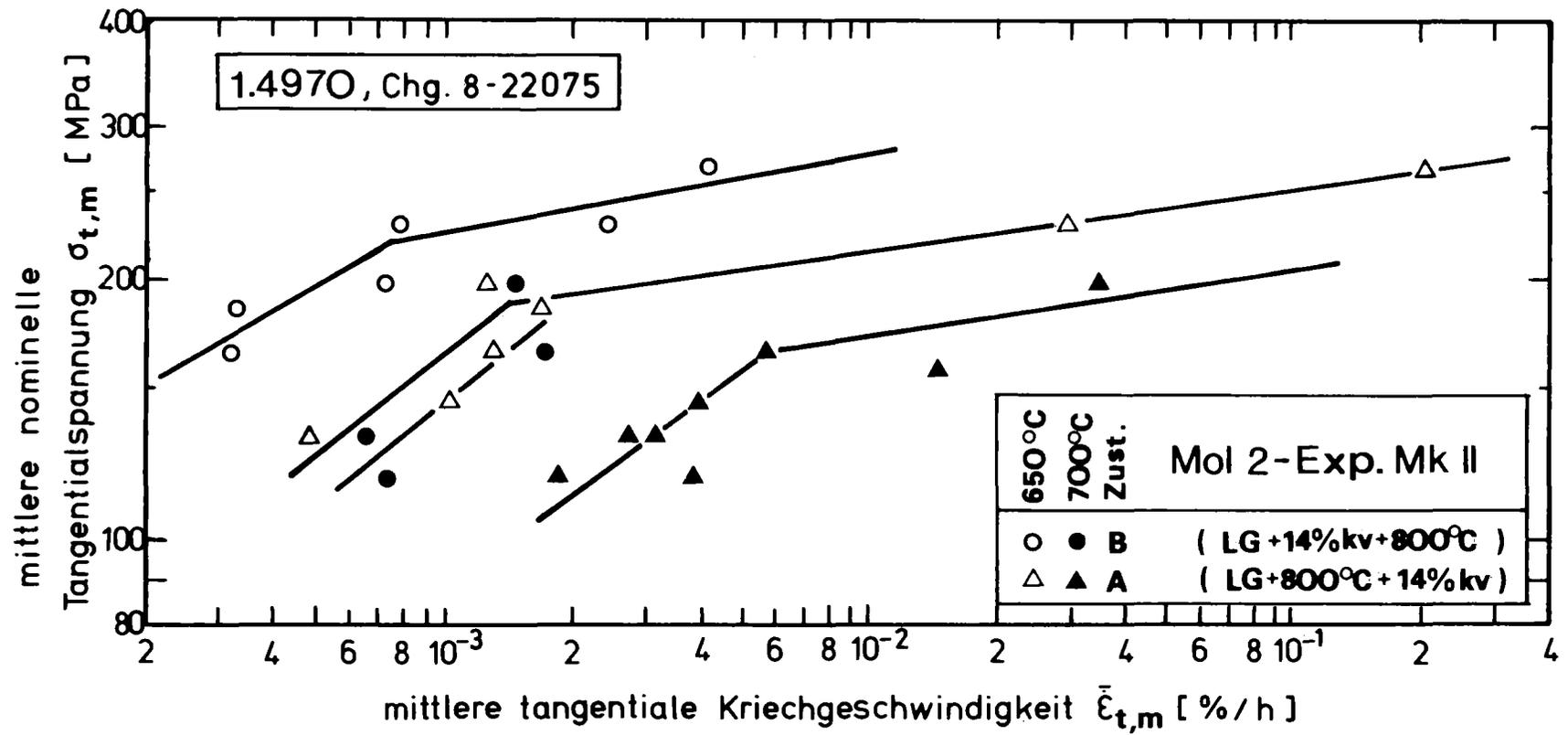


Abb. 7: Mittlere Kriechgeschwindigkeit des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075) bei Belastung im Reaktor.