

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

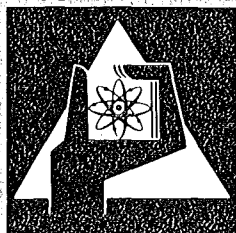
Januar 1975

KFK 2112

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

**Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten
des Stahls X8 CrNiMoVNb 1613 (W.-Nr. 1.4988)
bei konstanten und wechselnden Temperaturen**

K.-D. Closs



**GESELLSCHAFT
FÜR
KERNFORSCHUNG M.B.H.**

KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE

KFK-2112

INSTITUT FÜR MATERIAL- UND FESTKÖRPERFORSCHUNG
PROJEKT SCHNELLER BRÜTER

UNTERSUCHUNGEN ZUM ZEITSTAND- UND KRIECHVERHALTEN
DES STAHLS X8 CRNiMoVNB 1613 (W.-Nr. 1.4988)
BEI KONSTANTEN UND WECHSELNDEN TEMPERATUREN*)

KLAUS-DETLEF CLOSS

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M.B.H., KARLSRUHE

*) Von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe
genehmigte Dissertation.

Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten
des Stahls X8 CrNiMoVNb 1613 (W.-Nr. 1.4988)
bei konstanten und wechselnden Temperaturen

Zusammenfassung

Es wurde das Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüllrohrproben aus dem Stahl X8 CrNiMoVNb 1613 (Werkstoff Nr. 1.4988) bei konstanten und wechselnden Temperaturen untersucht.

Zunächst wird auf die Spannungsverhältnisse bei einem Rohr und Innen- druck eingegangen. Es wird gezeigt, daß am "Skelettpunkt" die charakteristischen Spannungen und Verformungen auftreten. Anschließend wird das Kriechverhalten bei konstanten Temperaturen analysiert. Mit den hergeleiteten Gesetzmäßigkeiten läßt sich das Zeitstand- und Kriechverhalten dieses Werkstoffs im Temperaturbereich von 650 bis 700°C und bei Spannungen zwischen 6 und 23 kp/mm² beschreiben.

Diese Gesetzmäßigkeiten werden dann auf das Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen angewendet. Ein Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen zeigt, daß in einigen Fällen starke Abweichungen zwischen Experiment und Rechnung auftreten, die sich vor allem in einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit ohne Beeinflussung des Bruchverhaltens äußern. Das anomale Kriechverhalten wird auf das komplexe Ausscheidungsverhalten dieser Legierung zurückgeführt.

19.12.74

Creep and Creep-Rupture Behaviour of the austenitic stainless steel X8 CrNiMoVNb 1613 at constant and varying temperatures.

Abstract

The creep and creep-rupture behaviour of tubes made from the austenitic stainless steel X8 CrNiMoVNb 1613 (German steel number 1.4988) was investigated at constant and varying temperatures. By analysing the stress distribution within the wall of a pressurized tube it is shown that the characteristic stresses and deformations can be found at the "skeletal point". The creep behaviour at constant temperatures is then analysed. Formulas are derived which describe the creep and creep-rupture behaviour of this material in the temperature range from 650 to 700°C and for stresses between 6 and 23 kgf/mm².

These formulas are then used for calculating the creep behaviour under varying temperatures. A comparison with the experimental results shows that in some cases large deviations occur between calculation and experiment. An increase in creep rate due to temperature cycling is sometimes observed. This abnormal creep behaviour is attributed to the complex precipitation behaviour of this alloy.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung
2. Literaturübersicht zum mechanischen Verhalten bei wechselnden Temperaturen
 - 2.1 Analytische Verfahren
 - 2.1.1 Berechnung der Zeitstandfestigkeit
 - 2.1.2 Allgemeine Bemerkungen zum Kriechverhalten
 - 2.1.3 Berechnung des Kriechverhaltens
 - 2.2 Experimentelle Absicherung der analytischen Verfahren
 - 2.2.1 Untersuchungen zur Zeitstandfestigkeit
 - 2.2.2 Untersuchungen zum Kriechverhalten
 - 2.2.3 Schlußfolgerungen
3. Versuchsdurchführung
 - 3.1 Probenmaterial und Probenform
 - 3.2 Kriechapparatur
 - 3.3 Temperaturregelanlage und Druckversorgung
4. Verformung eines Hüllrohres unter Innendruck
 - 4.1 Spannungen in der Hüllrohrwand
 - 4.2 Vergleichsspannung und Vergleichsdehnung
5. Versuchsergebnisse
 - 5.1 Das Zeitstand- und Kriechverhalten bei konstanter Temperatur
 - 5.1.1 Aufgabenstellung
 - 5.1.2 Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Kriechparameter
 - 5.1.3 Vergleich zwischen Rechnung und Experiment
 - 5.2 Das Zeitstand- und Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen
 - 5.2.1 Rechenmethoden
 - 5.2.2 Rechteckige Temperaturprofile
 - 5.2.3 Sägezahnförmige Temperaturprofile
6. Diskussion der Ergebnisse
 - 6.1 Darstellung der Ergebnisse
 - 6.2 Metallkundliche Vorgänge
 - 6.3 Technologische Bedeutung für Hüllrohre
7. Zusammenfassung
8. Literaturverzeichnis
9. Zusammenstellung der verwendeten Symbole
10. Tabellen und Abbildungen

1. Einleitung

Kernkraftwerke werden zur Zeit wegen ihrer hohen Investitionskosten vorwiegend im Grundlastbetrieb eingesetzt. Mit zunehmendem Anteil der Kernkraftwerke an der Energieversorgung wird es aber notwendig werden, sie auch im Lastfolgebetrieb zu betreiben, d.h. ihre Leistung dem im Tag-Nacht-Rhythmus wechselnden Bedarf des Netzes anzupassen. Diese Betriebsweise stellt erhöhte Anforderungen an die einzelnen Komponenten der Kernkraftwerke.

Die Brennelemente eines Reaktors gehören sowohl vom thermischen Verhalten als auch von der Strahlenbelastung her zu den am höchsten beanspruchten Bauteilen. Ziel der Reaktorhersteller und -betreiber ist es, die Versagensquote der Brennelemente so niedrig wie möglich zu halten, um vor allem den Zugang zum Primärkreis des Reaktors nicht unnötig zu erschweren. Die bisherigen Erfahrungen mit einem Siedewasserreaktor, der probeweise im Lastfolgebetrieb gefahren wurde, haben gezeigt, daß die Versagensquote der Brennelemente höher war als bei stationärem Betrieb des Reaktors (1). Offensichtlich spielt bei der Ausbildung der Schäden die mechanische Beanspruchung des Hüllmaterials durch Temperatur-, Druck- und Leistungsänderungen eine wesentliche Rolle.

An einem Brennstab gibt es zwei Bereiche, die kritisch sind und daher bei Auslegungsrechnungen einer genauen Analyse bedürfen: An der Stelle der maximalen Stableistung treten die größten Temperaturgradienten sowohl im Hüllrohr als auch im Brennstoff auf. Das hat einerseits große thermische Differenzdehnungen zwischen Hülle und Brennstoff und damit die Möglichkeit der mechanischen Wechselwirkung zur Folge. Andererseits können die großen thermischen Spannungen in der Hüllrohrwand vor allem gegen Ende der Standzeit, wenn zusätzlich große mechanische Spannungen herrschen, zu einem Überschreiten der Streckgrenze und damit im Lastfolgebetrieb zu einer schrittweisen Aufweitung der Hülle (Ratcheting) führen. Wegen der dabei auftretenden plastischen Verformung müssen hier auch Überlegungen zum "low cycle fatigue" mit in Betracht gezogen werden.

An der Temperaturheißstelle am Ende der Brennstoffsäule sind die thermischen Spannungen nur etwa halb so groß wie an der Stelle der maximalen Stableistung, so daß hier ein Überschreiten der Streckgrenze weniger wahrscheinlich ist. Wegen der hohen Temperaturen müssen hier vor allem Kriecheffekte aufgrund der thermischen und vor allem aufgrund der mechanischen Spannungen (Spaltgasinnendruck) berücksichtigt werden.

Für das Hüllrohr des schnellen Na-gekühlten Prototyp-Reaktors SNR 300 sind die Beanspruchungen und die Spannungsverhältnisse an der Stelle der maximalen Stableistung und der maximalen Temperatur in Abb. 1 wiedergegeben. Dieses Diagramm dient vorwiegend dazu, schnell festzustellen, ob die Gefahr des Ratcheting gegeben ist. Es wurde vorausgesetzt, daß eine mechanische Beanspruchung nur durch den Spaltgasinnendruck auftritt, der gegen Ende der Standzeit etwa 100 at beträgt. Nicht berücksichtigt wurde eine Bestrahlungsverfestigung des Materials an der Stelle der maximalen Stableistung. Die übrigen Annahmen sind in Tab.1 zusammengefaßt.

Zunächst soll Ratcheting nur durch Überschreiten der Streckgrenze betrachtet werden. Nach Miller (2) ist das Gebiet (1) in Abb. 1 dadurch gekennzeichnet, daß hier keine plastische Verformung durch das An- und Abfahren des Reaktors auftritt. Im Bereich (2) hingegen ist nach der ersten Abschaltung eine einmalige plastische Verformung zu verzeichnen, die jedoch bei wiederholten Lastwechseln zu keiner weiteren bleibenden Verformung führt. Im Gebiet (3) schließlich tritt bei jedem An- und Abschalten des Reaktors eine plastische Verformung der Hülle auf, so daß in diesem Bereich auf jeden Fall mit Ratcheting zu rechnen ist. Bree (3) hat diese Überlegungen noch auf den Abbau der thermischen Spannungen durch Relaxation ausgedehnt und kommt zu dem Ergebnis, daß unter Berücksichtigung von Kriechvorgängen auch im Gebiet (2) Ratcheting auftreten kann.

Wie man aus Abb. 1 entnimmt, liegen für ein SNR-Hüllrohr die Betriebsverhältnisse an der Stelle der maximalen Stableistung und vor allem an der Stelle der maximalen Temperatur weit genug vom Gebiet (2) entfernt, so daß kein Ratcheting zu erwarten ist. Zur sicheren Beherrschung eines Brennelementes im Lastfolgebetrieb muß daher das Kriech-

verhalten an der Temperaturheißstelle betrachtet werden, vor allem wenn man berücksichtigt, daß es in diesem Bereich zu einem starken chemischen Angriff der Hülle durch die Spaltprodukte und damit zu einer Schwächung der Hülle kommen kann.

Das Kriechverhalten der Hülle ist von ausschlaggebender Bedeutung, solange es zu keiner mechanischen Wechselwirkung zwischen Hüllrohr und gerissenem Brennstoff kommt. Nach neuen Ergebnissen von Brucklacher und Dienst (4) besteht jedoch bei Lastwechsel auch am heißen Stabende die Möglichkeit einer starken Wechselwirkung Brennstoff - Hülle, die zu einer plastischen Aufweitung des Hüllrohres führen kann. Bei zukünftigen Auslegungen von Brennstäben wird man daher sowohl das Kurzzeit- als auch das Langzeitverhalten an der Temperaturheißstelle betrachten müssen. In der vorliegenden Arbeit soll jedoch nur das Zeitstand- und Kriechverhalten näher untersucht werden.

Neben der sich verändernden Stableistung und damit dem Temperaturgradienten in der Hüllrohrwand ändert sich das Temperaturniveau des Kühlmittels beim Lastfolgebetrieb. Obwohl die Pumpleistung und damit der Kühlmitteldurchsatz der Reaktorleistung angepaßt wird, steigen nach Abb. 2 die Kühlmittelsein- und Austrittstemperaturen beim SNR um etwa 40°C bei einer Leistungserhöhung von 30% auf 100% (5). Für die Stelle der maximalen Temperatur, die unter hot-spot Bedingungen bei Volllast etwa 685°C beträgt, bedeutet dies aufgrund der sich verändernden Heißkanalfaktoren Temperaturänderungen um etwa 50°C bis 75°C , wobei zeitliche Temperaturänderungen um etwa $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ auftreten (6). Pro Tag ist mit einem derartigen Zyklus zu rechnen. - Kleinere Leistungsschwankungen um etwa 10% und damit kleinere Temperaturänderungen treten dagegen mit einer bedeutend höheren Frequenz (etwa 5 bis 10 Änderungen pro Tag) auf.

Ziel der Arbeit ist es, das Zeitstand- und Kriechverhalten von Rohrproben unter Innendruck bei zyklierenden Temperaturen zu untersuchen und festzustellen, ob das Verhalten des Materials aus Ergebnissen, die bei Versuchen unter konstanten Betriebsverhältnissen angefallen sind, vorhergesagt werden kann. Die Versuchsbedingungen für die in diesem Zusammenhang durchzuführenden Experimente werden sich dabei

an den geschilderten Reaktorbetriebsbedingungen orientieren.

2. Literaturübersicht zum mechanischen Verhalten bei wechselnden Temperaturen

Wird ein Werkstoff wechselnden Temperaturen ausgesetzt, dann können - je nach Versuchs- und Randbedingungen - verschiedene Beanspruchungsarten auftreten. Erfolgt die Temperaturänderung sehr schnell und handelt es sich vorwiegend um dickwandige Bauteile, so können Thermoschocks auftreten, die zu lokalen Spannungsspitzen und damit zu einem frühen Versagen der Komponente führen können. Dieser Problemkreis ist näher von Manson (7) untersucht worden. Aber auch bei etwas langsameren Temperaturänderungen können thermische Spannungen zu plastischen Verformungen und schließlich zur Ermüdung des Werkstoffes führen (thermal stress fatigue). Mit dieser Art von Werkstoffversagen hat sich vor allem Coffin ausführlich befaßt, siehe z. B. (8).

Auf diese beiden Beanspruchungsarten soll hier nicht näher eingegangen werden. Stattdessen sollen Untersuchungen betrachtet werden, bei denen die Temperaturänderungen relativ langsam erfolgten. Sollten dabei trotzdem thermische Spannungen aufgetreten sein, so sind diese auf jeden Fall bedeutend kleiner als bei den Thermoschocks. Ferner sind die Anzahl der Temperaturzyklen relativ gering und die Haltezeiten bei den einzelnen Temperaturen relativ lang. Es stehen also Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten und nicht zur Werkstoffermüdung im Vordergrund.

2.1 Analytische Verfahren

Alle bisher vorgeschlagenen analytischen Methoden haben zum Ziel, das Werkstoffverhalten unter instationären Temperaturverhältnissen aus Versuchsergebnissen bei konstanten Temperaturen vorherzusagen. Dabei wird davon ausgegangen, daß sich das mechanische Verhalten des Materials durch eine Zustandsgleichung beschreiben läßt, die den Zusammenhang zwischen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$, Spannung σ , Temperatur T und Struktur des Werkstoffes S darstellt.

$$f(\dot{\epsilon}, \sigma, T, S) = 0$$

Der Strukturparameter S umfaßt dabei unter anderem Angaben über Korngröße, Kornform, Größe, Art und Verteilung von Ausscheidungen, Textur sowie Dichte und Anordnung von Versetzungen. Der Strukturparameter hängt einerseits von der thermisch-mechanischen Vorgeschichte des Materials ab, zum anderen ändert er sich laufend bei den meisten technischen Legierungen während des Kriechversuches. Aufgrund der komplexen und zum größten Teil unbekanntem Zusammenhänge lassen sich Strukturänderungen in technischen Legierungen und ihre Auswirkungen auf das Kriechverhalten bisher nur sehr selten durch den Strukturparameter S beschreiben.

Bei der ingenieurmäßigen Beschreibung des Kriechverhaltens von Werkstoffen geht man daher im allgemeinen davon aus, daß das weitere Verformungsverhalten nur abhängig ist von der zu einem bestimmten Zeitpunkt angelegten Spannung, der herrschenden Temperatur und der bereits erfolgten Kriechverformung, der bisherigen Versuchsdauer oder der bereits aufgetretenen Schädigung.

Der Versuchsablauf und damit die genaue Vorgeschichte des Materials hat dabei keinen Einfluß auf das augenblickliche Kriechverhalten. Einflußgrößen, die in irgendeiner Weise Strukturänderungen im Werkstoff beschreiben, finden bisher keine Berücksichtigung.

2.1.1 Berechnung der Zeitstandfestigkeit

Robinson (9,10) hat sich als erster mit der Zeitstandfestigkeit von Werkstoffen bei wechselnden Temperaturen beschäftigt. Seine "life-fraction rule" stellt eine lineare Schadensakkumulation dar und geht von folgenden Annahmen aus:

1. Bei einer Temperatur T und einer Spannung σ hat das Material eine gewisse Standzeit t_B . Wird der Werkstoff unter diesen Bedingungen eine Zeit Δt belastet, so wird von der gesamten Lebenserwartung der Lebensanteil

$$E = \frac{\Delta t}{t_B}$$

verbraucht.

2. Robinson setzt voraus, daß jeder einzelne Lebensanteil unabhängig ist von den vorhergehenden bzw. nachfolgenden Lebensanteilen.
3. Die einzelnen Lebensanteile wirken nur insofern zusammen, als sie Bestandteile der gesamten Lebenserwartung des Materials sind und damit zum endgültigen Bruch des Werkstücks beitragen.
4. Der Bruch erfolgt, wenn die Summe aller bis zu diesem Zeitpunkt verbrauchten Lebensanteile den Wert Eins ergibt.

$$\sum_{i=1}^n E_i = \sum_{i=1}^n \frac{\Delta t_i}{t_{Bi}} = 1$$

Für eine Reihe von Temperaturzyklen (z.B. rechteckigen und sägezahnförmigen Temperaturverlauf) hat Robinson Gleichungen angegeben, mit denen sofort die Standzeit unter diesen Bedingungen aus Zeitstandfestigkeitskurven bei konstanten Temperaturen berechnet werden kann.

Taira (11) hat das Verfahren von Robinson durch Einführung einer äquivalenten Temperatur noch weiter ausgebaut. Er geht von der Annahme aus, daß eine äquivalente Temperatur existiert, die unter der Voraussetzung gleicher Spannung zu derselben Standzeit führt wie ^{für} das zyklerte Material. In diese äquivalente Temperatur gehen dabei die Zyklusdauer t_z und der Temperaturverlauf $T(t)$ ein. Unter der Voraussetzung, daß die Temperaturabhängigkeit der Zeitstandfestigkeit durch eine Arrheniusbeziehung mit der Aktivierungsenergie Q beschrieben werden kann, erhält er für die äquivalente Temperatur T^+

$$T^+ = -\frac{Q}{R} / \ln \left(\frac{1}{t_z} \int_0^{t_z} \exp(-Q/R \cdot T(t)) dt \right)$$

2.1.2 Allgemeine Bemerkungen zum Kriechverhalten

Das Kriechverhalten von Werkstoffen bei wechselnden Temperaturen wird im Prinzip so bestimmt, daß Abschnitte von Kriechkurven, die bei konstanten Temperaturen aufgenommen worden sind, aufaddiert werden. Keine Probleme ergeben sich dabei, wenn nur sekundäres Kriechen auftritt.

Sobald jedoch Primär- und Tertiärkriechen berücksichtigt werden müssen, sind bestimmte Annahmen für den Übergang von einer Kriechkurve auf die andere zu treffen. Anhand der Abb. 3 werden die einzelnen Möglichkeiten für Temperaturwechselversuche zwischen T_1 und T_2 diskutiert, wobei die Spannung jeweils konstant gehalten wird. Obwohl die einzelnen Verfahren hier am Beispiel des Primärkriechens erläutert werden, gelten sie sinngemäß auch für den tertiären Bereich der Kriechkurve.

Zeitverfestigung (time-hardening)

Die Zeitverfestigungstheorie geht davon aus, daß für die Verfestigung des Materials nur die Zeit, während der der Werkstoff unter Belastung einer hohen Temperatur ausgesetzt wird, verantwortlich ist.

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, t)$$

Diese Annahme ist wahrscheinlich weitgehend gerechtfertigt bei thermodynamisch instabilen Werkstoffen, bei denen Vorgänge wie Bildung von Ausscheidungen, Überalterung etc. vorwiegend zeitabhängig und auf keinen Fall verformungsabhängig sind.

Dehnungsverfestigung (strain-hardening)

Bei der Dehnungsverfestigung macht man die bereits erfolgte Verformung für die Verfestigung des Werkstoffes verantwortlich.

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, \epsilon)$$

Diese Annahme steht in Einklang mit versetzungstheoretischen Ansätzen. Kriechversuche bei wechselnder Belastung haben im allgemeinen eine bessere Übereinstimmung nach der Dehnungsverfestigungstheorie gezeigt (12).

Life-fraction Regel

Die Life-fraction Regel stellt einen Kompromiß zwischen Zeitverfestigung und Dehnungsverfestigung dar. Es wird davon ausgegangen, daß das weitere Kriechverhalten des Materials von der bereits erreichten Schädigung abhängt. Der bei der Temperatur T_1 bis zum Punkt A verbrauchte Lebensanteil E entspricht dabei dem bei der Temperatur T_2 bis zum Punkt A' verbrauchten Anteil. Bezeichnet man mit t_1 und t_2 die Stand-

zeiten bei den Temperaturen T_1 und T_2 , dann gilt

$$E = \frac{t_A}{t_1} = \frac{t_{A'}}{t_2}$$

Strain-fraction Regel

Die Strain-fraction Regel führt zu ähnlichen Ergebnissen wie die Life-fraction Regel, nur wird hier die Schädigung des Werkstoffes nicht durch den bereits verbrauchten Lebensanteil ausgedrückt, sondern durch den bereits erreichten Dehnungsanteil E^X . Sind ϵ_A und $\epsilon_{A'}$ die zu den Punkten A und A' gehörenden Dehnungen, und bezeichnet man mit δ_1 und δ_2 die Bruchdehnungen bei T_1 und T_2 , dann erhält man nach der Strain-fraction Regel

$$E^X = \frac{\epsilon_A}{\delta_1} = \frac{\epsilon_{A'}}{\delta_2}$$

2.1.3 Berechnung des Kriechverhaltens

Verfahren von Smith und Houston (13)

Die Überlegungen von Smith und Houston beziehen sich auf eine mittlere Kriechgeschwindigkeit des zyklerten Materials. Das Kriechverhalten des Werkstoffes bei konstanter Temperatur wird nur durch die minimale Kriechgeschwindigkeit beschrieben. Folgende Annahmen werden getroffen:

1. Die Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit läßt sich bei einer bestimmten Belastung mit guter Näherung durch eine e-Funktion beschreiben.

$$\dot{\epsilon}_{\min} = A \cdot e^{BT}$$

wobei A und B Konstanten für eine bestimmte Spannung sind.

2. Die Kriechgeschwindigkeit während eines Zeitintervalls ist konstant und unabhängig vom vorhergehenden Zeitabschnitt.

Die mittlere Kriechgeschwindigkeit des zyklerten Materials wird durch Mittelwertbildung gewonnen. Dabei wird z.B. ein sägezahnförmig-

ges Temperaturprofil durch ein treppenförmiges ersetzt, wobei für jeden Zeitabschnitt eine konstante Kriechgeschwindigkeit - entsprechend einer konstanten Temperatur - angenommen wird. Für einen linearen Temperaturanstieg zwischen den Temperaturen T_1 und T_2 erhält man z.B. für die mittlere Kriechgeschwindigkeit

$$\dot{\epsilon} = \frac{T_1 \int_{T_1}^{T_2} A \cdot e^{BT} dT}{T_2 - T_1} \quad (1)$$

Verfahren von Dorn (14)

Dieses Verfahren ist auch unter der Bezeichnung θ -Parametermethode bekannt. Ziel des Verfahrens ist es, aus bekannten Kriechkurven für verschiedene Temperaturen die Kriechkurve eines Prüflings zu bestimmen, der bei der gleichen Belastung nacheinander verschiedenen Temperaturen ausgesetzt wird. Dabei wird vorausgesetzt, daß das Kriechen nach der Dehnungsverfestigungstheorie vor sich geht.

Dorn hat festgestellt, daß bei einigen Werkstoffen die bei verschiedenen Temperaturen aufgenommenen Kriechkurven sich zu einer einzigen Kurve zusammenfassen lassen, wenn man auf der Abszisse eine temperaturkompensierte Zeit θ aufträgt.

$$\theta = t \cdot e^{-Q/RT}$$

Darin bedeuten Q die Aktivierungsenergie für das Kriechen und R die Gaskonstante. Die Kriechverformung ϵ läßt sich dann bei einer bestimmten Belastung für alle Temperaturen als eine Funktion von θ ausdrücken. Für einen beliebigen Temperaturverlauf $T(t)$ läßt sich die Größe θ berechnen zu

$$\theta = \int_0^t e^{-Q/RT(t)} dt$$

Mit diesem Wert von θ liest man in der experimentell ermittelten Kurve $\epsilon = f(\theta)$ die dazugehörige Dehnung ab.

Nach Angaben von Dorn läßt sich dieses Verfahren nur bei reinen Metallen und, da das Kriechen als reiner diffusionsgesteuerter Prozeß angesehen wird, nur bei Temperaturen über $0,5 T_s$ (T_s = absolute Schmelztemperatur) anwenden.

Verfahren von Taira (11)

Ähnlich wie bei der Berechnung der Zeitstandfestigkeit wird auch hier eine äquivalente Temperatur berechnet, die zu der gleichen Kriechgeschwindigkeit führt wie die mittlere Kriechgeschwindigkeit des zyklisierten Materials. Das Kriechverhalten des Werkstoffes wird durch Primär- und Sekundärkriechen beschrieben, und der Übergang von einer Temperatur auf die andere erfolgt nach der Dehnungsverfestigungstheorie. Taira nimmt an, daß sich die Kriechkurve eines Werkstoffes unter konstanten Betriebsverhältnissen durch die Gleichung

$$\epsilon = \epsilon_0 + \beta \cdot t^m + \dot{\epsilon}_{\min} \cdot t \quad (2)$$

beschreiben läßt. Darin bedeuten ϵ_0 die Belastungsdehnung sowie β und $\dot{\epsilon}_{\min}$ Konstanten, die von der Spannung und der Temperatur abhängen. Der Zeitexponent m liegt im allgemeinen zwischen 0,3 und 0,5. Für die Kriechgeschwindigkeit erhält man dann den Ausdruck

$$\dot{\epsilon} = \beta \cdot m \cdot t^{m-1} + \dot{\epsilon}_{\min}$$

Nach Taira läßt sich die Temperaturabhängigkeit von β beschreiben durch

$$\beta = A \cdot \exp(-K/T) \quad (3)$$

wobei A und K nur noch von der Spannung abhängende Konstanten sind. Ferner besteht nach seinen Untersuchungen für viele metallische Werkstoffe zwischen der Kriechgeschwindigkeit im Primärbereich und der minimalen Kriechgeschwindigkeit die Beziehung

$$\beta \cdot m \cdot t^{m-1} \cdot \dot{\epsilon}_{\min}^{-C_1} = C_2 \cdot t^{m-1} \quad (4)$$

mit $C_1 \approx 0,5$ und $C_2 = 1$ bis 6. Durch Kombination der Gleichungen (2), (3) und (4) erhält man schließlich für ein rechteckiges Tem-

peraturprofil

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A \cdot \exp(-K/T^+) \cdot t^m + \left(\frac{A \cdot m}{C_2} \right)^{1/C_1} \cdot \exp\left(-\frac{1}{C_1} \frac{K}{T^+}\right) \cdot t$$

mit der äquivalenten Temperatur T^+

$$1/T^+ = \frac{1}{T + \Delta T} - \frac{m}{K} \cdot \ln \left[\frac{\tau}{t_z} \cdot \exp \left\{ -\frac{K}{m} / \left(T + \frac{T^2}{\Delta T} \right) \right\} + \left(1 - \frac{\tau}{t_z} \right) \right]$$

In dieser Gleichung bedeutet t_z die Zyklusdauer und τ die Zeit, während der der Prüfling auf einer Temperatur gehalten wird, die um ΔT über oder unter der Standardtemperatur T liegt. Die Konstanten m , K , A , C_1 und C_2 werden dabei durch Versuche bei konstanter Temperatur bestimmt.

2.2 Experimentelle Absicherung der analytischen Methoden

Zum Zeitstand- und Kriechverhalten von Werkstoffen bei wechselnden Temperaturen sind bereits eine Reihe von Untersuchungen unter den verschiedensten Betriebsbedingungen durchgeführt worden. Neben echten Zyklerversuchen, bei denen die Prüflinge laufend zwischen zwei relativ hohen Temperaturen zyklert wurden, gibt es Untersuchungen, bei denen nur ein oder zwei Temperaturänderungen bei hohen Temperaturen durchgeführt wurden. Andere Arbeiten wiederum beschäftigen sich mit dem Einfluß von ein- oder mehrmaligen kurzzeitigen Temperaturexkursionen auf das Zeitstand- und Kriechverhalten. In einem dritten Themenkreis schließlich wird von Versuchen bei aussetzenden Temperaturen berichtet, von Untersuchungen also, bei denen der Werkstoff zwischen einer hohen und einer sehr niedrigen Temperatur zyklert wurde. Obwohl manche dieser Beanspruchungsarten nicht ohne weiteres den in der Einleitung geschilderten Betriebsbedingungen eines Reaktors bei Leistungsschwankungen entspricht, sollen alle drei Arten von Temperaturänderungen hier behandelt werden, da die analytischen Methoden auch damit überprüft werden können.

Die hier wiedergegebenen Ergebnisse beschränken sich vorwiegend auf Versuche an technischen Legierungen. Dabei wird nach der Reihenfolge der in den Kapiteln 2.1.1 bis 2.1.3 geschilderten analytischen Methoden vorgegangen.

2.2.1 Untersuchungen zur Zeitstandfestigkeit

Wegen der relativ einfachen mathematischen Form und schnellen Berechnung aus oft vorhandenen Zeitstandfestigkeitskurven bei konstanten Temperaturen wurden alle Untersuchungen zum Einfluß von wechselnden Temperaturen auf die Zeitstandfestigkeit bis auf eine Ausnahme (11) nach der Life-fraction Regel durchgeführt. Einen Überblick über die vorhandene Literatur zu diesem Themenkreis sowie die wesentlichsten Versuchsbedingungen verschafft Tab. 2.

Den Einfluß von aussetzenden Temperaturen auf die Zeitstandfestigkeit eines 18/10 CrNiTi-Stahles (AISI 321) und einer Ni-Legierung (Inconel X) untersuchte Guarnieri (15). Die Werkstoffe wurden zwischen Raumtemperatur und 649°C bis 816°C zyklisiert. Kürzere Standzeiten (bis um den Faktor 0,3) als nach der Life-fraction Regel wurden für den 18/10 CrNiTi-Stahl gemessen, wobei ein Zyklisieren auf 732°C größere Abweichungen ergab als ein Zyklisieren auf 649°C. Für die Ni-Legierung ist die Wiedergabe der Ergebnisse nicht eindeutig, da nach den Tabellen eine Abnahme, nach den Diagrammen aber eine Zunahme der Standzeit zu verzeichnen ist. Parallel mit der Abnahme der Standzeit wurde bei den zyklisierten Stahl-Prüflingen eine Verringerung der Bruchdehnung festgestellt. Der Autor geht davon aus, daß wahrscheinlich beim Aufheizen und Abkühlen (ca. 50°C/min) thermische Spannungen aufgetreten sind, die zu einem relativ frühen Aufreißen der im Laufe der Kriechbeanspruchung auftretenden interkristallinen Anrisse und damit zu einer Abnahme der Standzeit und Duktilität geführt haben.

An der Ni-Legierung Inconel 600 untersuchten Caughey und Hoyt (16) den Einfluß von kurzzeitigen Temperaturexkursionen von 925°C auf 980°C auf die Zeitstandfestigkeit. Die Temperaturerhöhung erfolgte dabei in jeweils 1 h, über die Abkühlungszeiten wurden keine Angaben gemacht. Die experimentell ermittelten Standzeiten lagen generell um den Faktor 0,8 bis 0,5 unter den nach der Life-fraction Regel berechneten Werten. Festgestellt wurde ferner, daß die Abweichung von der theoretischen Standzeit um so größer war, je mehr Zyklen gefahren wurden. Bezüglich des Ausscheidungsverhaltens konnten keine Unterschiede zwischen zyklisiertem und nicht zyklisiertem Material beobachtet werden. Das Bruchverhalten änderte sich jedoch durch das Zyklisieren

von einem ausgeprägten Mischbruch zu einem vorwiegend interkristallinen Bruch, was mit einer bedeutenden Abnahme der Bruchdehnung verbunden war. Obwohl von den Autoren keine Begründung für dieses Verhalten angegeben wird, sind thermische Spannungen und damit ein ähnlicher Mechanismus wie bei Guarnieri (15) nicht auszuschließen.

Zeitstanduntersuchungen bei Temperaturexkursionen wurden ebenfalls von Rowe und Freeman (17,18) durchgeführt. Die Belastung wurde allerdings in der Zeit, während der die Prüflinge der maximalen Temperatur ausgesetzt waren, entfernt. Eingesetzt wurden zwei Co-Legierungen (S-816 und HS-31) bei 816°C, die kurzzeitig auf Temperaturen bis zu 1093°C aufgeheizt wurden. Bis zu einer Temperatur von 982°C wurde kein Einfluß der Temperaturexkursionen auf die Standzeit festgestellt, während bei höheren Temperaturen die Standzeit bis um den Faktor 0,3 abnahm. Für diese Ergebnisse ist offensichtlich ein verändertes Ausscheidungsverhalten verantwortlich.

Zeitstanduntersuchungen mit ein- oder zweimaligen Temperaturänderungen wurden von Randall (19) sowie Montandon und Kirchner (20) durchgeführt. Für den von Randall untersuchten C-Stahl (ASTM A 201) lag das Temperaturniveau bei 482°C bis 593°C, während der von Montandon und Kirchner eingesetzte austenitische Stahl vom Typ 17/13 CrNiTi zwischen 650°C und 700°C untersucht wurde. In beiden Arbeiten wird von einer guten Übereinstimmung mit der Life-fraction Regel berichtet. Darüberhinaus wurde von Montandon und Kirchner festgestellt, daß höhere Standzeiten als nach der Rechnung immer dann auftraten, wenn die Versuche bei der höheren Temperatur begonnen wurden.

Der Einfluß von echten Temperaturzyklen auf das Zeitstandverhalten und die Überprüfung der Standzeit nach der Life-fraction Regel wurden von Baldwin (21) sowie Miller (22) ausführlich untersucht. Die Untersuchungen von Baldwin wurden an einem 18/10 CrNiNb-Stahl (AISI 347) durchgeführt. Die einzelnen Versuchsbedingungen wie maximale und minimale Temperatur, Temperaturprofil und Zyklusdauer sind aus Tab. 2 zu entnehmen. Ein Teil der Versuchsergebnisse zeigte eine gute Übereinstimmung mit der Life-fraction Regel, während bei einigen Versuchen eine kürzere oder längere Standzeit gemessen wurde. Baldwin führ-

te die Abweichungen von der Rechnung auf Übergangseffekte zurück, wie sie von Carreker und Mitarbeitern (23) an Blei beobachtet wurden. Bei diesen Untersuchungen wurde sofort nach der Temperaturerhöhung erneutes Primärkriechen gemessen, während nach einer Temperaturerniedrigung eine Art Inkubationsperiode auftrat. Je nach Versuchsbedingung überwiegt nach Baldwin das Primärkriechen oder die Inkubationsperiode, so daß kürzere oder längere Standzeiten als berechnet auftreten. Da Baldwin jedoch keine Kriechverformung sondern nur Standzeiten gemessen hat, sind diese Annahmen spekulativ. Eine mögliche Erklärung für das von der Life-fraction Regel abweichende Materialverhalten ist wahrscheinlich bereits dadurch gegeben, daß keine exakten Temperaturprofile bei Baldwins Untersuchungen eingehalten werden konnten und daher bis zu einem gewissen Grad willkürliche Haltezeiten bei der maximalen und minimalen Temperatur für die Rechnung verwendet wurden. Von Miller (22) wurden Temperaturzyklierungen an vier hochwarmfesten Legierungen durchgeführt. Untersucht wurden eine Co-Legierung (S 816), eine Ni-Legierung (M 252) sowie zwei Stähle vom Typ 15/25 CrNi mit 6,5 bzw. 1,2% Mo (16-25-6 bzw. A 286). Nach Angaben des Autors wurden die Versuche so gefahren, daß keine thermischen Spannungen auftraten. Über die Aufheiz- und Abkühlzeiten wurden jedoch keine Angaben gemacht. Beim rechteckigen Temperaturprofil wurde eine gute Übereinstimmung mit der Life-fraction Regel bei der Ni- und Co-Legierung festgestellt, während beim Stahl 16-25-6 bis um den Faktor 0,5 niedrigere Standzeiten gemessen wurden. Wahrscheinlich ist das unterschiedliche Verhalten der einzelnen Werkstoffe auf die Versuchsdurchführung zurückzuführen. Da bei der Co- und Ni-Legierung die Haltezeiten bei der maximalen und minimalen Temperatur relativ kurz waren, mußten die Temperaturänderungen schnell erfolgen. Da dabei sicherlich thermische Spannungen auftraten, wurde während der Temperaturwechsel die äußere Belastung entfernt. Bei den Untersuchungen am Stahl 16-25-6 waren lange Haltezeiten vorgesehen, daher konnten Aufheizung und Abkühlung langsamer erfolgen als bei der Ni- und Co-Legierung. Da Miller annahm, daß dabei keine thermischen Spannungen auftraten, wurde die Belastung bei den Temperaturänderungen nicht weggenommen. Das Auftreten von Wärmespannungen ist jedoch nicht auszuschließen. Im Zusammenwirken mit der äußeren Belastung könnte das dann durchaus zu einer Verringerung der Standzeit führen.

Neben rechteckigen wurden von Miller auch sägezahnförmige Temperaturprofile untersucht. Die experimentellen Ergebnisse erbrachten durchweg niedrigere Standzeiten als nach der Life-fraction Regel berechnet. Im Extremfall lagen sie bei nur 30%. Bei dieser Versuchsreihe konnte kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Werkstoff, Versuchsbedingungen und Abweichung von der berechneten Standzeit festgestellt werden. Vor allem läßt sich auch keine Angabe darüber machen, ob die Life-fraction Regel bei kleineren oder größeren Temperaturschwankungen bessere Ergebnisse liefert. Die einzelnen Werkstoffe hatten teilweise diesbezüglich entgegengesetzte Tendenzen. Miller führte die Abweichungen von der Life-fraction Regel teilweise ebenfalls auf die von Carreker und Mitarbeitern beobachteten Übergangseffekte (23) zurück. Andererseits schließt er auch Strukturänderungen durch Überalterung und Auflösung von Ausscheidungen nicht aus, ohne sich jedoch näher damit zu befassen.

Untersuchungen zur experimentellen Überprüfung der äquivalenten Temperatur in bezug auf die Zeitstandfestigkeit wurden von Taira (11) durchgeführt. Ein 18/12 CrNi-Stahl wurde nach einem sägezahnförmigen Temperaturprofil zwischen 600°C und 700°C mit einer Periode von zwei Stunden zyklisiert. Diese Ergebnisse wurden verglichen mit den Werten, die bei einer konstanten äquivalenten Temperatur von 680°C gewonnen wurden. Es stellte sich heraus, daß die Standzeiten der zyklisierten Proben um etwa 60% über den Standzeiten der Proben mit der äquivalenten Temperatur lagen. Der Unterschied wird auf eine möglicherweise unterschiedliche metallographische Struktur während des Kriechvorgangs in den beiden Versuchsreihen zurückgeführt, wodurch eine Beeinflussung des Bruchvorgangs möglich ist.

2.2.2 Untersuchungen zum Kriechverhalten

In Tab. 3 sind Untersuchungen zum Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen mit den wesentlichen Versuchsbedingungen zusammengestellt. Entsprechend der Tabelle sollen zunächst allgemeine Untersuchungen zu diesem Themenkreis im Vordergrund stehen. Anschließend wird von Experimenten berichtet, bei denen die Versuchsergebnisse mit Rechnungen nach Abschnitt 2.1.2 verglichen werden (strain- und time-hardening, Life-fraction Regel). Es folgen dann Untersuchungen im Zusammenhang

mit den in Kapitel 2.1.3 beschriebenen analytischen Methoden.

Die bereits erwähnten Versuche von Caughey und Hoyt (16) an der Ni-Legierung Inconel 600 erbrachten neben der Abnahme der Zeitstandfestigkeit auch eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit durch kurzzeitige Temperaturexkursionen. Wahrscheinlich ist dieser Effekt auf thermische Spannungen zurückzuführen. Auch Brophy und Furman (24) berichten von einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit bei Temperaturzyklierungen. Sie untersuchten das Kriechverhalten von zwei austenitischen Stählen vom Typ 18/8 CrNi und 25/20 CrNi bei 982°C , wobei mehrere kurzzeitige Temperaturerniedrigungen auf 870°C durchgeführt wurden. Die Abkühlgeschwindigkeit betrug dabei $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Starke Anstiege der Dehnung wurden vor allem bei der Abkühlung beobachtet, so daß die mittlere Kriechgeschwindigkeit der Proben teilweise bis um den Faktor 70 gegenüber Versuchen bei $T = 982^{\circ}\text{C} = \text{konst.}$ zunahm. Durch Herabsetzung der Abkühlgeschwindigkeit und Veränderung der Probengeometrie konnte nachgewiesen werden, daß thermische Spannungen für die Erhöhung der mittleren Kriechgeschwindigkeit verantwortlich waren.

Eine um den Faktor 3 bis 4 höhere Kriechgeschwindigkeit wurde von Foley (25) an einem nicht näher aufgeführten Werkstoff durch Temperaturzyklierungen zwischen 816°C und Raumtemperatur gemessen, wobei die Belastung nur während des Zeitraumes der hohen Temperatur aufrecht erhalten wurde. Dieses Verhalten wird auf Übergangseffekte zurückgeführt, wie sie von Carreker und Mitarbeitern (23) beobachtet worden sind. Es kann jedoch nicht eindeutig geklärt werden, ob die Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit durch die wechselnde Temperatur oder durch das Wiederaufbringen der Belastung hervorgerufen wurde.

Toft und Broom (26) berichten von Untersuchungen an den zwei austenitischen Stählen 16/10 CrNi (AISI 316) und 16/10 CrNiNb (Esshete 1250). Bei einer Zyklusdauer von 24 h wurden die Temperaturen zwischen 600°C und 480°C zyklisiert. Während beim nichtstabilisierten 16/10 CrNi-Stahl keine wesentliche Beeinflussung des Kriechverhaltens durch die wechselnden Temperaturen beobachtet wurde, zeigte der Nb-stabilisierte Stahl unter den gleichen Versuchsbedingungen eine Abnahme der Kriechgeschwindigkeit. Metallographische Aufnahmen lassen erkennen, daß im

Fälle des zyklisierten Materials kleinere und feiner verteilte Ausscheidungen auftreten. Die Autoren machen dafür die unterschiedliche thermische Ausdehnung zwischen Primärkarbiden und Matrix verantwortlich. Bei wechselnden Temperaturen führen lokale plastische Verformungen zur Bildung von neuen Versetzungen, die als Keime für die feinen Nb-Karbide dienen.

Strukturänderungen durch Temperaturzyklierungen - allerdings mit anderen Auswirkungen - wurden auch von Fellows, Cook und Avery (27), Avery (28) sowie Avery und Matthews (29) berichtet. Sie untersuchten austenitische Stähle vom Typ 26/12 CrNi, 30/12 CrNi und 35/16 CrNi bei Temperaturen um 982°C unter den in Tab. 3 angegebenen Versuchsbedingungen. Die Temperaturänderungsgeschwindigkeit lag bis auf den Versuch am 30/12 CrNi-Stahl um $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$, so daß mit großer Wahrscheinlichkeit keine makroskopischen thermischen Spannungen auftraten. Während für den 30/12 CrNi-Stahl nach einem einmaligen Temperatursprung von 10 Minuten nur eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit um 60% gemessen wurde, erhöhte sich die Kriechgeschwindigkeit beim 26/12 CrNi-Stahl und 35/16 CrNi-Stahl aufgrund der häufigen Temperaturabsenkungen um den Faktor 10 bis 20. Temperaturfluktuationen um $\pm 5,5^{\circ}\text{C}$ bei 982°C zeigten ebenfalls eine 10-fache Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit gegenüber den Versuchen $T = 982^{\circ}\text{C} = \text{konst.}$ und noch eine Zunahme um den Faktor 6 gegenüber Versuchen bei $T = 988^{\circ}\text{C} = \text{konst.}$ Für die Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit wurden Strukturänderungen verantwortlich gemacht. Während bei dem nicht zyklisierten Material feine, gleichmäßig verteilte Karbidausscheidungen gefunden wurden, trat durch das Zyklisieren eine Koagulation der Ausscheidungen und damit eine Herabsetzung der Kriechfestigkeit auf. Nach Avery lösen sich die kleineren Ausscheidungen bei der hohen Temperatur teilweise auf und lagern sich bei der tieferen Temperatur an den größeren Ausscheidungen an, die dadurch ständig auf Kosten der kleineren Ausscheidungen wachsen. Es sei noch bemerkt, daß die von Avery untersuchten Stähle einen relativ hohen C-Gehalt (bis 0,5%) hatten und bei relativ hohen Temperaturen untersucht wurden.

Neben den bisher vorwiegend phänomenologischen Betrachtungen zum Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen wurden eine Reihe von

Rechnungen nach den in Abschnitt 2.1.2 beschriebenen Verfahren (time- und strain-hardening, Life-fraction Regel) zum Vergleich mit den Experimenten durchgeführt. So berichten Murro und Freudenthal (30) von Untersuchungen an der Al-Legierung 2024-0, bei denen jeweils eine Temperaturänderung von 150°C auf 190°C nach verschiedenen Verfahren erfolgte. Zwischen experimentellen Ergebnissen und Rechnungen nach der strain-hardening Methode wurde eine gute Übereinstimmung festgestellt. Auch Nishihara und Mitarbeiter (36) konnten die Ergebnisse aus Temperaturwechselversuchen an einem C-Stahl gut nach dieser Methode beschreiben.

Nach Untersuchungen von Webster und Sullivan (31) an der Ni-Legierung Udimet 700 überschätzten jedoch time-hardening, strain-hardening und Life-fraction Regel den Einfluß von Temperaturzyklierungen zwischen 895°C und 920°C, zumindest dann, wenn die Versuche bei 895°C begonnen wurden. Der einzige Versuch, der bei 920°C begonnen wurde, zeigte hingegen eine deutlich reduzierte Standzeit. Als Begründung für die Abnahme der Kriechgeschwindigkeit bei den meisten Versuchen wird angegeben, daß sich bei einer Temperatur von 895°C eine kriechfeste Substruktur durch Ausscheidung der γ' -Phase ($\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$) bildet, die bei der dann folgenden höheren Temperatur nicht rückgängig gemacht wird. Es wurde jedoch darauf hingewiesen, daß bei längeren Versuchszeiten der Verfestigungseinfluß geringer zu werden scheint und eine Koagulation der Ausscheidungen nicht auszuschließen ist.

Eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit durch Temperaturzyklierungen zwischen 982°C und 1038°C wurden von Webster und Pearcey (32) an einer Ni-Legierung mit relativ hohen Gehalten an Wolfram und Cobalt (Mar-M 200) gemessen, wobei die experimentellen Ergebnisse mit Rechnungen nach der Life-fraction Regel verglichen wurden. Die Abweichungen nahmen mit steigender Versuchsdauer zu. Sie wurden darauf zurückgeführt, daß das Material in dem untersuchten Temperaturbereich metallurgisch nicht mehr stabil ist und durch die zyklierenden Temperaturen eine Veränderung im Ausscheidungsverhalten auftritt. Beim zyklierten Material wurden vor allem Ausscheidungen vom Typ M_6C beobachtet mit großen Gehalten an Wolfram, einem starken Mischkristallbildner. - Auch die von Montandon und Kirchner (20) durchgeführten

Untersuchungen zum Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen wurden mit Rechnungen nach der Life-fraction Regel verglichen. Die bis zu zwei Temperaturänderungen durchgeführten Versuche an einem 17/13 CrNiTi-Stahl zeigten im Temperaturbereich 650°C bis 700°C eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung.

Untersuchungen zu der in Gleichung (1) aufgestellten Beziehung für die mittlere Kriechgeschwindigkeit eines zwischen den Temperaturen T_1 und T_2 zyklerten Materials wurden von Smith und Houston (13) an den austenitischen Stählen 18/8 CrNiTi und 18/8 CrNi durchgeführt. Die Temperaturabweichungen lagen bei jeweils $\pm 28^{\circ}\text{C}$ um verschiedene mittlere Temperaturen. Bei einer mittleren Temperatur von 594°C wurde eine gute Übereinstimmung zwischen den Versuchsergebnissen und der Rechnung festgestellt, während bei 704°C die experimentell ermittelte Kriechgeschwindigkeit um den Faktor 3 und bei 815°C um mehr als den Faktor 10 über den berechneten Werten lag. Die Kriechgeschwindigkeit des bei 815°C zyklerten Materials war sogar noch um den Faktor 4 höher als bei $T = 843^{\circ}\text{C} = \text{konst.}$. Für die starke Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit machen die Autoren ebenso wie Avery (28) eine durch das Zyklieren besonders geförderte Koagulation der karbidischen Ausscheidungen verantwortlich, ohne jedoch diesen Verdacht durch metallographische Aufnahmen zu belegen.

Die Θ -Parametermethode wurde von Dorn (14) an Reinst-Al und von Dorn und Shephard (33) an Reinst-Ni überprüft. Trotz mehrfacher und teilweise sehr komplexer Temperaturwechsel wurde bei beiden Metallen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung festgestellt. An technischen Legierungen versagte diese Methode jedoch bisher weitgehend. So berichteten Daniels und Mitarbeiter (34) von Temperaturwechselversuchen zwischen 316°C und 288°C an der Al-Legierung Alclad 7075-T6, bei denen eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit gegenüber den Rechnungen festgestellt wurde. Auch Riege (35) konnte zunächst keine befriedigende Übereinstimmung bei seinen Untersuchungen an der Ni-Legierung Nimonic 80 A entdecken. Er führte die Unterschiede auf die bei den Temperaturwechseln auftretenden Mikrowärmspannungen zurück, die durch die unterschiedliche thermische Ausdehnung zwischen γ' -Phase und Matrix entstehen. Er konnte nachweisen,

daß sich bei Berücksichtigung dieser Wärmespannungen durch entsprechende Modifizierung der Θ -Parametermethode eine brauchbare Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung einstellt.

Umfangreiche Untersuchungen zur Überprüfung der Anwendbarkeit der äquivalenten Temperatur (11) für die Beschreibung des Kriechverhaltens bei wechselnden Temperaturen wurden von Taira und Mitarbeitern (37) und Taira (11) durchgeführt. Das Spektrum der eingesetzten Werkstoffe reichte von einem einfachen C-Stahl über einen Cr-Stahl bis zu zwei austenitischen Stählen vom Typ 18/10 CrNi (AISI 304) und 18/12 CrNi (AISI 318). Die Temperaturzyklierungen wurden dabei bis zu 700°C ausgedehnt und die Haltezeiten bei minimaler und maximaler Temperatur über einen weiten Bereich variiert. Bei allen untersuchten Werkstoffen wurde eine gute Übereinstimmung zwischen den bei konstanter äquivalenter Temperatur durchgeführten Experimenten und den Versuchen unter echten Temperaturzyklierungen festgestellt.

2.2.3 Schlußfolgerungen

Aus den bisher durchgeführten Zeitstand- und Kriechuntersuchungen ist der Schluß zu ziehen, daß sich das Materialverhalten bei wechselnden Temperaturen nur in sehr wenigen Fällen aus Versuchsergebnissen bei konstanten Temperaturen vorhersagen läßt. Dabei zeigt keine der angeführten analytischen Methoden eindeutige Vorteile gegenüber anderen Methoden, da sie alle von den gleichen Voraussetzungen, nämlich der Existenz und Anwendbarkeit von Zustandsgleichungen auf wechselnde Betriebsbedingungen ausgehen. Brauchbare Übereinstimmung zwischen Theorie und Experiment sind im allgemeinen nur dann zu erwarten, wenn es sich bei den untersuchten Werkstoffen um metallurgisch einfach aufgebaute Systeme handelt, wenn das Temperaturniveau nicht in den Bereich thermodynamisch instabilen Werkstoffverhaltens fällt und wenn durch geeignete Versuchsdurchführung das Auftreten von thermischen Spannungen verhindert wird.

Als Begründung für das Abweichen der Versuchsergebnisse von dem erwarteten Verhalten sind folgende Punkte anzuführen:

1. Auftreten von makroskopischen Wärmespannungen, die zu einer Erhöhung der effektiven Spannung führen (24).
2. Auftreten von makroskopischen Wärmespannungen, die ein frühes Aufreißen interkristalliner Anrisse bewirken (15,16).
3. Auftreten von mikroskopischen Wärmespannungen durch unterschiedliche thermische Ausdehnung von Ausscheidungen und Matrix, die a) zu einer Erhöhung der effektiven Spannung führen (35) oder b) zur Bildung neuer Versetzungen als Keime für Ausscheidungen beitragen (26).
4. Auftreten von Übergangseffekten durch Ausbildung neuer Versetzungsstrukturen (21,22,23,25).
5. Bildung einer kriechfesten Substruktur bei der tieferen Temperatur, die auch bei der hohen Temperatur ihre Wirkung behält (31).
6. Strukturänderungen durch Ausscheidungen vom Typ M_6C (32)
7. Strukturänderungen durch Koagulation von Ausscheidungen (13,27,28,29)

Wenn darüberhinaus die Versuche nicht in Inertgas durchgeführt werden, ist auch mit dem Ablättern von Schutzschichten und unter Umständen mit einem verstärkten Korrosionsangriff zu rechnen (38).

Diese Zusammenstellung zeigt, daß das Werkstoffverhalten bei wechselnden Temperaturen ein sehr komplexes Problem ist. Es ist bisher nicht möglich, allgemeingültige Gesetzmäßigkeiten für ein breites Spektrum von Werkstoffen und Versuchsbedingungen anzugeben. Man wird also bestrebt sein, bei den experimentellen Untersuchungen die echten Betriebsbedingungen möglichst gut zu simulieren, um später im Betrieb nicht mit unerwarteten Effekten konfrontiert zu werden.

3. Versuchsdurchführung

3.1 Probenmaterial und Probenform

Als Hüllmaterial für die Brennstäbe des schnellen Na-gekühlten Reaktors SNR 300 wird der Nb-stabilisierte austenitische Stahl mit der Werkstoff-Nr. 1.4988 und der DIN-Bezeichnung X8 CrNiMoVNb 1613 in Erwägung gezogen. Die hier untersuchte Charge 25116 wurde bereits in einer Reihe von Bestrahlungsexperimenten in den Reaktoren BR2, DFR und Rapsodie eingesetzt. Die chemische Analyse ist in Tab. 4 wiedergegeben, während metallographische Längs- und Querschliffe der Rohre im Ausgangszustand aus Abb. 4 zu entnehmen sind. Als Vorbehandlung wurde vom Hersteller der Rohre - der Firma Mannesmann - der Zustand lösungsgeglüht + $\leq 7\%$ kaltverformt + $800^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ angegeben.

Ferner wurden einige ergänzende Versuche an Rohren aus einem unstabilisierten CrNi-Stahl mit der Bezeichnung AISI 316 durchgeführt. Die Analyse dieses Werkstoffes ist ebenfalls in Tab. 4 wiedergegeben. Die Rohre wurden von der Firma Accless und Pollock geliefert und im Zustand $1050^{\circ}\text{C}/30\text{ min} + 700^{\circ}\text{C}/100\text{h}$ untersucht.

Für beide Werkstoffe lagen die Rohre in den nominellen Abmessungen 6 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Wandstärke vor. Vor der Herstellung der Prüflinge wurden die Rohre einer eingehenden Ultraschallprüfung unterzogen und Rohrabschnitte mit einer Fehleranzeige ausgesondert. Ferner wurden Innen- und Außendurchmesser kontinuierlich vermessen. Alle eingesetzten Prüflinge lagen innerhalb der Toleranzen von $6,00 \pm 0,015\text{ mm}$ für den Außendurchmesser und $0,38 \pm 0,01\text{ mm}$ für die Wandstärke.

Die Probenform ist in Abb. 5 dargestellt (39). Das Hüllrohr mit einer Länge von 45 mm ist auf beiden Seiten mit Endstopfen gasdicht verschweißt. Durch einen dieser Endstopfen wird der Heizleiter, durch den anderen das Kapillarrohr für die Druckversorgung geführt. Beide Endstopfen dienen gleichzeitig zur Zentrierung des Prüflings im Probenträger. Die Temperaturmessung erfolgte über 3 Thermoelemente, deren Adern direkt auf die Oberfläche der Druckröhrchen aufgepunktet sind.

Durch die Probenform, die in Anlehnung an ein geplantes Bestrahlungsexperiment gewählt wurde, erhält man das in Abb. 6 dargestellte axiale Temperaturprofil (40). Man erkennt, daß in der Prüflingsmitte über einen etwa 10 mm langen Bereich eine konstante Temperatur herrscht. Geregelt wird die Temperatur mit einem der Thermoelemente, die in der Prüflingsmitte angebracht sind.

3.2 Kriechapparatur

Die Dehnungsmeßvorrichtung ist in Abb. 7 wiedergegeben (40). Die Verformung des Prüflings wird über Quarzglasschneiden auf zwei induktive Wegaufnehmer übertragen, die um 180° versetzt angeordnet sind. Die Quarzglasschneiden haben eine Breite von 8 mm, so daß der Prüflingsbereich mit konstanter Temperatur weitgehend überdeckt ist. Die Anpreßkraft der Schneiden beträgt 50 p. Wie die Versuchsergebnisse zeigten, wird durch diese geringe Anpreßkraft bis zu Temperaturen von 700°C keine zusätzliche Ovalität bei den Prüflingen hervorgerufen.

Die Wegaufnehmer wurden parallel auf einen Meßverstärker geschaltet und das Ausgangssignal auf einem Linienschreiber registriert. Zur Kontrolle, ob die Meßapparatur nach Einbau eines Prüflings einwandfrei arbeitet, wurde der Prüfling bis zur maximalen Betriebstemperatur kurz hochgeheizt und die Durchmesseränderung infolge thermischer Ausdehnung gemessen. Abb. 8 zeigt für den Versuch Nr. 47 die gemessene thermische Dehnung als Funktion der Temperatur. Als Streuband ist der Bereich der thermischen Dehnung angegeben, der am gleichen Material mit Hilfe eines Dilatometers durch mehrmaliges Aufheizen und Abkühlen der Probe aufgenommen wurde.

Nach Einbau der Prüflinge in die Kriechapparatur wurde die Dehnungsmeßvorrichtung evakuiert und anschließend mit Helium gefüllt. Insgesamt standen 8 Meßvorrichtungen für die Untersuchung zur Verfügung.

3.3 Temperaturregelanlage und Druckversorgung (39)

Mit der Temperaturregelanlage wurden die Oberflächentemperaturen der Prüflinge nach einem vorgegebenen Programm zyklisch geändert oder konstant gefahren.

Jedem Prüfling bzw. jeder Prüflingsheizung ist ein Regelkreis zugeordnet. Die Regelkreise sind in digital-analoger Bauweise ausgeführt. In Abb. 9 ist ein Prüflingsregelkreis schematisch dargestellt.

Der Istwert wird in dem auf die Prüflingsoberfläche aufgeschweißten Thermoelement gebildet und im PID-Regler mit dem Sollwert verglichen. Stellglied ist eine Thyristoreinheit, die über einen nachgeschalteten Trenntransformator die Prüflingsheizung versorgt. Die maximale Heizleistung pro Regelkreis beträgt ca. 450 W.

Der Sollwert wird im Sollwertprogrammgeber gebildet, der mit einem Programmsteuergerät zur automatischen Führung der Temperatur und zur Vorgabe des zeitlichen Ablaufes des Prozesses ausgerüstet ist. Das Programmsteuergerät arbeitet mit elektronischen Vor- und Rückwärtszählketten, die ihre Impulse von der Netzfrequenz erhalten.

Die Druckversorgung der Prüflinge erfolgt durch Helium. Über einen Kolbenkompressor wird das Flaschenhelium in einen Druckbehälter gefördert und über Absperrventile und jeweils einen Druckumformer pro Regelkreis zum Prüfling geleitet. Zu Beginn eines Versuchs wird die Prüflingsbelastung mit einem Feinmeßmanometer eingestellt. Anschließend wird der Druckverlauf mit einem Linienschreiber registriert.

4. Die Verformung eines Hüllrohres unter Innendruck

4.1 Spannungen in der Hüllrohrwand

Ein Brennelementhüllrohr kann zur genauen Spannungs- und Verformungsanalyse nicht mehr als ein dünnwandiges Rohr mit konstanten Spannungen über die Hüllrohrwand angesehen werden. Die Spannungsverhältnisse sind im allgemeinen sehr komplex, da sich verschiedene Beanspruchungsarten wie Spaltgasinnendruck und Kontaktdruck des Brennstoffes, thermische Spannungen sowie Spannungen durch Volumenzunahme des Werkstoffes bei hohen Neutronendosen überlagern. Daher können derartige Rechnungen nur mit sehr umfangreichen Rechenprogrammen (41) durchgeführt werden.

Etwas einfacher liegen die Verhältnisse, wenn man, wie im vorliegen-

den Fall, die Spannungen und Dehnungen in einem Rohr unter reinem Innendruck betrachtet. Für Überschlagsrechnungen werden dabei die Spannungen stets nach der Kesselformel

$$\sigma_t = p \cdot \frac{r}{s} \quad \sigma_a = \sigma_t / 2 \quad \sigma_r = 0 \quad (5)$$

berechnet und über die Hüllrohrwand als konstant wirkend vorausgesetzt. Unklarheit herrscht dabei in den meisten Fällen darüber, welcher Radius in Gleichung (5) einzusetzen ist. - In Wirklichkeit sind jedoch die Spannungen über die Hüllrohrwand keineswegs konstant. Außerdem tritt bereits schon nach sehr kurzer Zeit eine Spannungsumlagerung aufgrund von Kriechvorgängen auf.

Die Anfangsspannungsverteilung (oder Verlauf der elastischen Spannungen) für ein Rohr unter Innendruck wurde von Lamé (42) berechnet, während die Spannungsumlagerung durch Kriechvorgänge bei Vernachlässigung von elastischen Dehnungen erstmals von Bailey (43,44) näher untersucht wurde. In seiner ersten Arbeit (43) wurde von Bailey nur sekundäres Kriechen berücksichtigt. In einer späteren Veröffentlichung (44) setzte er sich auch mit der Spannungsumlagerung durch Primär-, Sekundär- und Tertiärkriechen auseinander. Johnson und Mitarbeiter (45) dehnten die Überlegungen zur Spannungsumlagerung in einem Rohr unter Innendruck noch auf elastische Anfangsverformungen aus. Nach einer genügend langen Zeit unterscheidet sich die nach Bailey und Johnson berechnete Spannungsverteilung nur noch unwesentlich (45).

Eine charakteristische Verteilung der Tangentialspannung vor und nach der Spannungsumlagerung ist in Abb. 10 für ein Rohr unter Innendruck mit den Abmessungen 6 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Wandstärke wiedergegeben. Die Rechnung wurde hier nach Bailey (43) mit einem Spannungsexponenten $n = 6$ durchgeführt. Außerdem wurden in dieses Diagramm die nach der Kesselformel berechnete Tangentialspannung mit dem Außenradius r_a , dem Innenradius r_i und dem mittleren Radius r_m eingetragen. Qualitativ ähnliche Diagramme erhält man auch für die beiden anderen Hauptspannungen sowie für die Vergleichsspannung.

Betrachtet man zunächst nur die Spannungsverteilung zu den Zeiten $t = 0$ und $t = \rightarrow \infty$, dann fällt auf, daß offensichtlich in der Hüllrohr-

wand ein Punkt existiert, in dem sich die Spannung näherungsweise während der gesamten Zeit der Spannungsumlagerung nicht ändert. Ferner ist zu entnehmen, daß die nach der Kesselformel mit dem Außenradius und dem mittleren Radius berechneten Tangentialspannungen zu hohe Werte liefern, während die mit dem Innenradius berechnete Tangentialspannung etwa der Spannung in dem Punkt entspricht, in dem sich während der Spannungsumlagerung die Spannung nicht ändert. Für die Tangentialspannung an dieser Stelle der Hüllrohrwand erhält man damit

$$\sigma_{tm} = p \cdot \frac{r_i}{s}$$

Wenn man Kriechuntersuchungen von Rohren unter Innendruck analysieren will, dann liegt es nahe, die Kriechverformung in dem Punkt zu betrachten, in dem während des gesamten Kriechvorgangs eine konstante Spannung herrscht. Marriot und Leckie (46) haben diesen Punkt Skelettpunkt (skeletal point) genannt und theoretisch nachgewiesen, daß die Kriechverformung im Skelettpunkt bei einem komplizierten mehrachsigen Spannungszustand der Kriechverformung unter einachsiger Beanspruchung entspricht, wenn in beiden Fällen gleiche Spannungen herrschen. Fairbairn und Mackie (47) haben dieses Verhalten experimentell bestätigt. Für die Lage des Skelettpunktes bei einem Rohr unter Innendruck erhält man durch Gleichsetzen der Gleichungen nach Lamé (42) und Bailey (43) folgenden Ausdruck (47)

$$\frac{r_a}{r_s} = \left(\frac{K^2 - 1}{n(K^{2/n} - 1)} \right)^{\frac{n}{2(n-1)}}$$

- Darin bedeuten:
- n = Spannungsexponent
 - r_a = Außenradius
 - r_s = Radius des Skelettpunktes
 - K = r_a/r_i
 - r_i = Innenradius

Die Lage des Skelettpunktes hängt nur sehr schwach vom Spannungsexponenten n ab. So liegt der Skelettpunkt bei Spannungsexponenten zwischen 5 und 10 um weniger als ± 0,1% vom Mittelwert r_s = 2,797 mm für die vorliegenden Rohrdimensionen entfernt.

Weiterhin ist aus Abb. 10 zu entnehmen, daß der Skelettpunkt fast in der Mitte der Hüllrohrwand liegt. Da sich die mittlere Faser des Hüllrohres ohne großen Rechenaufwand angeben läßt, ist zu untersuchen, wie groß die Abweichung in den Spannungen am Skelettpunkt und in der Mitte der Hüllrohrwand sind. Tabelle 5 zeigt, daß sowohl nach Lamé (42) als auch nach Bailey (43) nur sehr geringe Abweichungen in den Hauptspannungen und vor allem in den Vergleichsspannungen, auf die im nächsten Abschnitt noch näher eingegangen wird, in den beiden Punkten auftreten. Es läßt sich daher der Schluß ziehen, daß die Spannungsverhältnisse am Radius r_m durchaus als repräsentativ für das Hüllrohr eines Schnellbrüterbrennstabes anzusehen sind, solange die Belastung nur durch reinen Innendruck erfolgt.

Wenn man die Spannungen in der Mitte der Hüllrohrwand als charakteristisch für das Rohr ansieht, muß man entsprechend auch die Dehnungen an dieser Stelle bei Kriechuntersuchungen betrachten. Aus der am Außenradius gemessenen tangentialen Dehnung ϵ_{ta} läßt sich die Dehnung in der Mitte der Hüllrohrwand nach Soderberg (48) mit guter Näherung berechnen zu

$$\epsilon_{tm} = \left(1 + \frac{s_o}{2r_{mo}} \right)^2 \cdot \epsilon_{ta}$$

was im vorliegenden Fall für Rohre mit den Abmessungen 6 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Wandstärke den Wert $\epsilon_{tm} = 1,14 \cdot \epsilon_{ta}$ ergibt. Dabei bedeuten s_o und r_{mo} die Wandstärke bzw. den Radius der mittleren Hüllrohrfaser zur Zeit $t = 0$. Vergleicht man die nach Soderberg berechnete Dehnung in der Hüllrohrwandmitte mit den exakten Werten, die man unter Voraussetzung von Volumenkonstanz und vernachlässigbarer Dehnung in axialer Richtung (43,48,49) erhält, so stellt man fest, daß Abweichungen sich erst oberhalb 7% tangentialer Dehnung bemerkbar machen.

Betrachtet man das Kriechverhalten von Rohren unter Innendruck, dann muß noch auf ein anderes Phänomen hingewiesen werden. Während des Kriechvorganges wird die Innenfläche des Rohres größer, gleichzeitig nimmt die Wandstärke ab (50). Beide Effekte haben eine Zunahme der Spannung in der Rohrwand zur Folge, die zu einem Ansteigen der Kriech-

geschwindigkeit und damit zu einem frühen Einsetzen einer Art Tertiärkriechen bei einem Rohr unter Innendruck führt. Da im vorliegenden Fall große Dehnungen betrachtet werden sollen, ist es sinnvoll, sämtliche Dehnungen bei den folgenden Betrachtungen immer auf den Momentanzustand zu beziehen, zum Beispiel

$$\epsilon_{tm} = \ln \frac{r_m}{r_{m0}}$$

Für die Tangentialspannung in der mittleren Faser σ_{tm} läßt sich die Spannungszunahme dann durch folgende Gleichung beschreiben (51)

$$\sigma_{tm} = \sigma_{tmo} \cdot e^{2\epsilon_{tm}}$$

wobei σ_{tmo} die Tangentialspannung zur Zeit $t = 0$ bzw. für $\epsilon_{tm} = 0$ bedeutet.

4.2 Vergleichsspannung und Vergleichsdehnung

In einem symmetrischen Rohr unter Innendruck herrscht ein mehrachsiger Spannungszustand mit den Hauptspannungen σ_t , σ_a und σ_r . Im Prinzip ist es möglich, Kriechgesetze für derartige Körper nur unter Berücksichtigung der tangentialen Spannung σ_t und tangentialen Dehnung ϵ_t zu formulieren, jedoch würden diese Gesetzmäßigkeiten dann nur für ein Rohr unter Innendruck gelten. Es ist daher sinnvoller, Kriechgesetze aufzustellen, die sich auf jeden beliebigen Spannungszustand anwenden lassen. Dies ist möglich, indem man Vergleichsspannungen und Vergleichsdehnungen definiert.

Zwei Verfahren haben sich zur Übertragung des mehrachsigen in einen einachsigen Spannungszustand durchgesetzt. Dem einen, nach Mohr bzw. Tresca benannten Verfahren, liegt die Schubspannungshypothese zugrunde, während das von Mises vorgeschlagene Verfahren auf der Gestaltänderungshypothese beruht. Man kann nicht generell sagen, welches dieser beiden Verfahren bessere Ergebnisse liefert. Das hängt teilweise davon ab, ob man Kriechvorgänge oder das Zeitbruchverhalten untersucht, außerdem gibt es Unterschiede von Werkstoff zu Werkstoff, die z.B. in einer unterschiedlichen Textur begründet sein können. Folgende Tendenz ist aus der Literatur zu erkennen: Das Kriechverhalten bei mehrachsi-

ger Beanspruchung scheint sich besser nach der Mises-Theorie beschreiben zu lassen (48,49,52,53,54), während das Zeitbruchverhalten je nach Werkstoff teilweise nach Mohr (53-55), nach Mises (56) oder je nach Höhe der angelegten Spannung nach Mohr und Mises (57) bessere Ergebnisse liefert.

Im folgenden sollen für ein isotropes Material Vergleichsspannung σ_v und Vergleichsdehnung ϵ_v sowohl nach Mises als auch nach Mohr hergeleitet werden. Dabei wird zur Berechnung der Vergleichsdehnung Volumenkonzanz und eine vernachlässigbare Dehnung in axialer Richtung (43, 48,49) vorausgesetzt. Allgemein gilt nach Mises (58)

$$\sigma_v \text{ (Mises)} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_t)^2 + (\sigma_a - \sigma_t)^2 + (\sigma_r - \sigma_a)^2}$$

$$\epsilon_v \text{ (Mises)} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_r - \epsilon_t)^2 + (\epsilon_a - \epsilon_t)^2 + (\epsilon_r - \epsilon_a)^2}$$

Angewendet auf die mittlere Faser der Hüllrohrwand erhält man daraus für die Vergleichsspannung

$$\sigma_{vm} \text{ (Mises)} = p \cdot \frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \frac{r_i^2 \cdot r_a^2}{s \cdot r_m^3}$$

bzw. mit guter Näherung

$$\sigma_{vm} \text{ (Mises)} = p \cdot \frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \frac{r_m}{s} \quad (6)$$

und für die Vergleichsdehnung

$$\epsilon_{vm} \text{ (Mises)} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \epsilon_{tm}$$

Für das Verfahren nach Mohr lauten die Gleichungen (58)

$$\sigma_v \text{ (Mohr)} = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

$$\epsilon_v \text{ (Mohr)} = \frac{2}{3} (\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min})$$

Geht man auf die mittlere Faser über, lautet die Vergleichsspannung

$$\sigma_{vm} \text{ (Mohr)} = p \cdot \frac{r_i^2 \cdot r_a^2}{s \cdot r_m^3}$$

bzw. mit guter Näherung

$$\sigma_{vm} \text{ (Mohr)} = p \cdot \frac{r_m}{s} \quad (7)$$

und die Vergleichsdehnung

$$\epsilon_{vm} \text{ (Mohr)} = \frac{4}{3} \cdot \epsilon_{tm}$$

Wie man aus der letzten Zeile der Tabelle 5 entnehmen kann, stimmen die Näherungslösungen nach Gleichung (6) und (7) für die Vergleichsspannung in der mittleren Faser gut mit den Werten überein, die man am Skelettpunkt erhält.

Als nächstes muß die Frage geklärt werden, nach welchem der beiden Kriterien für das vorliegende Material die Umrechnung vom mehrachsigen in den einachsigen Spannungszustand bessere Ergebnisse liefert. Zu diesem Zwecke wurden bei 700°C Rohre aus dem Werkstoff Nr. 1.4988 unter Innendruck (59,60) und Längszug untersucht. In Abb. 11 ist die Zeitstandfestigkeit der Rohrproben für die beiden Spannungszustände wiedergegeben. Aus diesem Diagramm ist zu entnehmen, daß bei Umrechnung der Innendruckversuche nach Mises eine gute Übereinstimmung mit den einachsigen Versuchen vorliegt, während eine Umrechnung nach Mohr zu hohe Werte liefert.

Die Zeitdehngrenzen aus Rohrinndruck- und Rohrlängszugversuchen werden in Abb. 12 miteinander verglichen. Wenn auch bei einer Umrechnung der Versuche unter Innendruck nach Mises keine vollständige Übereinstimmung mit den Versuchen unter Längszug erzielt werden kann, so liegen diese Meßpunkte doch bedeutend günstiger als bei einer Umrechnung nach Mohr. Aufgrund dieser Ergebnisse kann festgehalten werden, daß bei dem hier untersuchten Material sowohl in bezug auf die Zeitstandfestigkeit als auch in bezug auf das Kriechverhalten die Umrechnung

nach Mises zur Korrelation der mehrachsigen und einachsigen Versuche bessere Ergebnisse liefert als das Verfahren nach Mohr. In den folgenden Rechnungen werden daher bei Innendruckbeanspruchung die Spannungen und Dehnungen stets nach Mises angegeben.

5. Versuchsergebnisse

5.1 Das Zeitstand- und Kriechverhalten bei konstanter Temperatur

5.1.1 Aufgabenstellung

Bevor man das Zeitstand- und Kriechverhalten von Werkstoffen bei wechselnden Temperaturen analysieren und interpretieren kann, muß zunächst das Verhalten bei konstanter Temperatur bekannt sein. Aus diesem Grunde wurde das Kriechverhalten des Werkstoffes Nr. 1.4988 im Temperaturbereich von 650 bis 700°C einer mathematisch-physikalischen Analyse unterzogen.

Wie bereits in Abschnitt 2.1 erwähnt wurde, läßt sich eine echte Zustandsgleichung zur Beschreibung des Kriechverhaltens von technischen Legierungen im allgemeinen nicht angeben. In der vorliegenden Arbeit wurde daher einfacheres Verfahren zur Darstellung der Kriechkurven $\epsilon(t)$ bei konstanter Temperatur gewählt:

$$\epsilon(t) = X_1 (1 - e^{-X_2 \cdot t}) + X_3 \cdot t + X_4 (e^{X_5 \cdot t} - 1) \quad (8)$$

Darin bedeuten:

- t = Zeit
- X1 = Gesamtdehnbetrag im Primärbereich
- X2 = Zeitkonstante des Primärkriechens
- X3 = Sekundäre Kriechgeschwindigkeit
- X4 = Kriechparameter für Tertiärkriechen
- X5 = Zeitkonstante des Tertiärkriechens

Die Kriechparameter X1 bis X5 sind dabei im allgemeinen von der Spannung und von der Temperatur abhängig.

Die Beschreibung des Primärbereichs der Kriechkurve durch

$$\epsilon_{pr}(t) = X_1 \cdot (1 - e^{-X_2 \cdot t})$$

wurde gewählt, da dieses Verfahren gegenüber der oft üblichen Darstellung $\epsilon_{pr} \propto t^m$ mit $0 < m < 1$ eine endliche Kriechgeschwindigkeit zum Zeitpunkt $t = 0$ liefert. Ferner läßt sich dieser Ansatz physikalisch interpretieren durch ein Modell, bei dem Erholungskriechen als Folge des Kletterns von Versetzungen für die Kriechverformung im Primärbereich als wesentliche Einflußgröße angesehen wird (61). Untersuchungen an Fe (62), Fe-3%Si (63) und einem 20/25 CrNiNb-Stahl (61) zeigten eine gute Übereinstimmung der mit diesem Modell berechneten und der experimentell ermittelten Zeitkonstanten des Primärkriechens.

Der Ansatz für den Tertiärbereich der Kriechkurve

$$\epsilon_{tert}(t) = X_4 \cdot (e^{X_5 \cdot t} - 1)$$

ist rein empirisch. Untersuchungen (64) hatten gezeigt, daß diese Gleichung bei einer Reihe von technischen Legierungen vor allem bei hohen Temperaturen den Tertiärbereich gut wiedergibt. Auch Davies und Williams (65) konnten bei α -Eisen den Tertiärbereich bis zum Bruch gut durch diese Gleichung beschreiben.

Die eigenen Untersuchungen zum Kriechverhalten des Stahls 1.4988 bei konstanter Temperatur sind in Tab. 6 wiedergegeben. Wie man aus dieser Tabelle entnehmen kann, sind bis auf wenige Ausnahmen im allgemeinen drei Versuche bei einer Spannung und einer Temperatur gefahren worden. Für die Bestimmung der Kriechparameter X_1 bis X_5 wurde dabei jeweils der arithmetische Mittelwert aus den einzelnen Kriechkurven zugrundegelegt. Die in Tab. 7 zusammengestellten ergänzenden Literaturwerte stellen hingegen bereits Mittelwerte aus 3 bis 8 Versuchen dar (60). Sie ergänzen die eigenen Versuche insofern, als hier das Kriechverhalten bei niedrigen Spannungen und entsprechend längeren Versuchszeiten untersucht wurde. Bei beiden Untersuchungen wurde Material aus einer Rohrlieferung verwendet.

Die Kriechparameter X_1 bis X_5 wurden für jede gemittelte Kriechkurve mit einem digitalen Rechenprogramm (66) nach der Methode "Summe der quadratischen Abweichungen = Minimum" berechnet. Dabei konnten pro Kriechkurve bis zu 100 Meßpunkte eingegeben werden.

Die für eine Temperatur und eine Spannung erhaltenen Kriechparameter X1 bis X5 wurden dann auf ihre Spannungs- und Temperaturabhängigkeit hin untersucht. Dabei wurde zunächst vorausgesetzt, daß bei jedem Versuch die Spannung während der gesamten Versuchsdauer konstant ist, was, wie jedoch in Abschnitt 4.1 erwähnt wurde, bei einem Rohr unter Innendruck nur bei kleinen Dehnungen zulässig ist. Es wurde dann versucht, physikalisch sinnvolle Gesetzmäßigkeiten zur Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Kriechparameter zu formulieren. Diese Gesetzmäßigkeiten wurden dann in ein weiteres Rechenprogramm eingegeben, das die Kriechverformung eines Rohres unter Innendruck bei Berücksichtigung des Spannungsanstieges in der Hüllrohrwand berechnet, wobei die Kriechparameter X3 bis X5 immer auf den Momentzustand der Spannung bezogen werden. Die Gesetzmäßigkeiten zur Beschreibung der Kriechparameter X3 bis X5 wurden daraufhin dann solange verändert, bis Rechnung und Experiment eine gute Übereinstimmung zeigten.

5.1.2 Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Kriechparameter

Ein Vergleich zwischen den gefundenen Gesetzmäßigkeiten und den aus den Experimenten optimierten Kriechparametern geht aus den Abbildungen 13 bis 17 hervor. Für die Versuche bei $T=700^{\circ}\text{C}$ und $\sigma = 14,1 \text{ kp/mm}^2$ wurde dabei auch der Streubereich für die ermittelten Kriechparameter eingetragen. Gewisse Streuungen zwischen Experiment und Rechnung lassen sich naturgemäß beim Aufstellen eines Kriechgesetzes für die Kriechverformung im Temperaturbereich 650 bis 700°C und bei Spannungen zwischen 6 und 20 kp/mm^2 nicht vermeiden. Das gilt ganz besonders für die Beschreibung des Primärbereichs, da man sich bei einigen Versuchen aufgrund der geringen Dehnungen von wenigen μm bereits im Bereich der Meßgenauigkeit der Anlage bewegt.

Wie man aus Abb. 13 entnehmen kann, ist der Gesamtdehnbetrag im Primärbereich X1 von der Temperatur unabhängig. Dieses Ergebnis steht im Einklang mit Untersuchungen an einem 18/8 CrNi-Stahl (67) sowie am Werkstoff Nr. 1.4981 (68), der in verschiedenen Vorbehandlungszuständen im Temperaturbereich von 600 bis 800°C auch im Hinblick auf das Primärkriechen untersucht worden ist. Die Spannungsabhängigkeit des Kriechparameters X1 läßt sich beschreiben durch die Gleichung

$$X1 = 7,5 \cdot 10^{-8} \cdot \sigma^{3,6} \quad (9)$$

Zur Bestimmung der Zeitkonstanten des Primärkriechens $X2$ wurde der Ausdruck $X1 \cdot X2$, der mathematisch die primäre Kriechgeschwindigkeit zur Zeit $t = 0$ bedeutet, für die Auswertung herangezogen. Die dabei festgestellte deutliche Temperaturabhängigkeit von $X1 \cdot X2$ konnte, wie Abb. 14 zeigt, durch Einführung einer Arrheniusbeziehung mit der Aktivierungsenergie $Q = 84,5$ kcal/mol weitgehend berücksichtigt werden. Dieser Wert für die Aktivierungsenergie wurde bei der Analyse der Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit gefunden. Er liegt zwischen der Aktivierungsenergie von 91 kcal/mol, wie sie für das Sekundärkriechen des Stahls AISI 304 bestimmt wurde (69), und der Aktivierungsenergie für die Selbstdiffusion des Eisens von 73 kcal/mol (70). Damit läßt sich die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Zeitkonstanten des Primärkriechens $X2$ berechnen aus

$$X1 \cdot X2 \cdot e^{Q/RT} = 2,0 \cdot 10^7 \cdot \sigma^{7,5} \quad (10)$$

wobei R die Gaskonstante bedeutet.

Die sekundäre Kriechgeschwindigkeit läßt sich erfahrungsgemäß nur selten durch das Nortonsche Kriechgesetz $X3 = k \cdot \sigma^n$ über einen weiten Spannungsbereich ausdrücken. Zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit wurde daher der hyperbolische Sinus gewählt. Wie man aus Abb. 15 entnehmen kann, läßt sich die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit von $X3$ beschreiben durch

$$X3 \cdot e^{Q/RT} = 6,55 \cdot 10^{13} \cdot (\sinh(0,111 \cdot \sigma))^{2,94} \quad (11)$$

Eine ähnliche Gesetzmäßigkeit wurde auch für die Zeitkonstante des Tertiärkriechens $X5$ gefunden.

$$X5 \cdot e^{Q/RT} = 1,90 \cdot 10^{16} \cdot (\sinh(0,111 \cdot \sigma))^{2,17} \quad (12)$$

Wie man aus den Abbildungen 15 und 16 erkennt, tritt bei den berechneten Kurvenverläufen eine leichte Verschiebung zu niedrigen Werten gegenüber den aus Kriechkurven optimierten Parametern $X3$ und $X5$ auf.

Dies ist, wie bereits erwähnt, darauf zurückzuführen, daß bei der Optimierung der Kriechparameter die Spannungserhöhung im Rohr aufgrund der Kriechverformung noch nicht berücksichtigt wurde.

Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit X_3 und der Zeitkonstanten des Tertiärkriechens X_5 durch die gleiche Aktivierungsenergie ist zunächst physikalisch nicht zwingend. Bei Versuchen an Rohren unter Innendruck muß jedoch berücksichtigt werden, daß ein echtes, den Bruch einleitendes Tertiärkriechen wie im einachsigen Versuch kaum auftritt (83). Das hier beobachtete Tertiärkriechen dürfte stattdessen auf das Ausscheidungsverhalten des Werkstoffs Nr. 1.4988 zurückzuführen sein. Eine ähnliche Temperaturabhängigkeit der Kriechparameter X_3 und X_5 ist daher durchaus möglich.

Zur Bestimmung der Kriechparameter X_4 wurde der Ausdruck $X_4 \cdot X_5$, der mathematisch die tertiäre Kriechgeschwindigkeit zur Zeit $t = 0$ beschreibt, auf seine Spannungs- und Temperaturabhängigkeit hin untersucht. Wie man aus Abb. 17 entnehmen kann, läßt sich aufgrund der stark unterschiedlichen Steigungen der drei Geraden die Temperaturabhängigkeit nicht durch eine Arrheniusbeziehung beschreiben. Für die Spannungsabhängigkeit von $X_4 \cdot X_5$ wurde der Ansatz

$$X_4 \cdot X_5 = 10^A \cdot \sigma^B \quad (13)$$

gewählt, in dem die Größen A und B von der Temperatur abhängen. Rein empirisch wurden dafür Ausdrücke

$$A = -13,0 - 1,52 \cdot (973 - T)^{0,585} \quad (14)$$

$$B = 7,0 + 1,62 \cdot (973 - T)^{0,49} \quad (15)$$

angepaßt.

Mit den Gleichungen (8) bis (15) läßt sich die Kriechverformung $\epsilon = \epsilon(\sigma, T, t)$ für den hier untersuchten Werkstoff Nr. 1.4988 im Temperaturbereich von 650 bis 700°C und für Spannungen zwischen 6 und 20 kp/mm² beschreiben. Sie werden im folgenden als Interpolationsformel bezeichnet. Auf die Extrapolationsmöglichkeit wird im nächsten Abschnitt näher eingegangen.

Zunächst soll jedoch noch etwas näher auf die Zeitkonstante des Primärkriechens X_2 , auf die sekundäre Kriechgeschwindigkeit X_3 sowie auf die Zeitkonstante des Tertiärkriechens X_5 eingegangen werden. Die Gleichungen für diese Größen lauten

$$X_2 \cdot e^{Q/RT} = 2,67 \cdot 10^{14} \cdot \sigma^{3,90}$$

$$X_3 \cdot e^{Q/RT} = 6,55 \cdot 10^{13} \cdot (\sinh(0,111 \cdot \sigma))^2,94$$

$$X_5 \cdot e^{Q/RT} = 1,90 \cdot 10^{16} \cdot (\sinh(0,111 \cdot \sigma))^2,17$$

Ein Vergleich dieser drei Gleichungen zeigt, daß die Temperaturabhängigkeit von X_2 , X_3 und X_5 identisch ist und der Spannungsexponent in der gleichen Größenordnung liegt. Das könnte darauf hindeuten, daß die Vorgänge im primären, sekundären und tertiären Bereich der Kriechkurve durch die gleichen grundlegenden Deformationsmechanismen bestimmt werden. Bei einer genaueren Analyse des Primärkriechens, die bei Verwendung einer größeren Meßlänge sowie bei besserer Ausschaltung der Umwelteinflüsse möglich erscheint, ist anzunehmen, daß der Spannungsexponent für die Zeitkonstante des Primärkriechens eine noch bessere Übereinstimmung mit den Spannungsexponenten der Kriechparameter X_3 und X_5 zeigt.

Davies und Mitarbeiter (71) untersuchten das Kriechverhalten von Kupfer, α -Messing, Eisen und Zink nach der gleichen Methode. Auch sie fanden einen Zusammenhang zwischen den Größen X_2 , X_3 und X_5 .

5.1.3 Vergleich zwischen Rechnung und Experiment

Mit der Interpolationsformel, die durch die Gleichungen (8) bis (15) beschrieben wird, wurden die gemessenen Kriechkurven und Zeitstandfestigkeitskurven nachgerechnet. Die Ergebnisse sind in den Abbildungen 18 bis 21 zusammengestellt.

In Abb. 18 wurden die Mittelwerte der experimentell ermittelten Kriechkurven mit den Rechnungen bei Temperaturen von 650, 675 und 700°C verglichen. Wenn man die Gesamtzahl der Kurven betrachtet, dann ist die Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung als gut zu

bezeichnen. Das schließt natürlich nicht aus, daß bei der einen oder anderen Kurve gewisse Abweichungen auftreten können. Besonders auffallend sind diese Abweichungen bei 700°C und Spannungen von $15,4 \text{ kp/mm}^2$ und $14,1 \text{ kp/mm}^2$. Betrachtet man jedoch in Abb. 19 die Streuung der gemessenen Kriechkurven, dann ist ersichtlich, daß die berechneten Kurven immer noch im Streubereich liegen.

Für einige Kriechkurven, bei denen deutlich primäres Kriechen gemessen wurde, wurde für diesen Bereich in Abb. 20 ein Vergleich zwischen Rechnung und Experiment angestellt. Aus dieser Abbildung ist zu entnehmen, daß auch im Bereich des Primärkriechens die Interpolationsformel das Kriechverhalten ausreichend beschreibt.

Einen weiteren Hinweis für die Anwendbarkeit der Interpolationsformel bietet ein Vergleich der Zeitstandfestigkeit. Dazu liegen neben den eigenen Untersuchungen eine Reihe von Ergebnissen anderer Autoren vor (59,60), die in Tab. 8 zusammengestellt sind.

Die Zeitstandfestigkeitskurven wurden mit der Interpolationsformel bestimmt, indem die Zeit bis zum Erreichen einer bestimmten Dehnung in Abhängigkeit von Spannung und Temperatur berechnet wurde. Diese Dehnung wurde aufgrund der vorliegenden Meßergebnisse zu 5,5% und in erster Näherung als unabhängig von der Temperatur angenommen. Eine genauere Festlegung der Bruchdehnung erübrigt sich, da nach Abb. 18 keine wesentlichen zeitlichen Unterschiede zwischen dem Erreichen von 5,5% Dehnung und einer größeren Dehnung auftreten. Diese bei Rohren auftretende Instabilität kommt durch die Spannungszunahme bei großen Dehnungen zustande.

Nach Abb. 21 lassen sich die Zeitstandfestigkeitskurven gut mit Hilfe der Interpolationsformel berechnen, wobei eine Extrapolation auf $\sigma = 23 \text{ kp/mm}^2$ bei 650°C auch noch zu einer brauchbaren Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung führt. Die bei 700°C auftretenden leichten Abweichungen der Ergebnisse von Polifka und Schäfer (59) gegenüber den anderen Meßwerten sowie der Rechnung sind wahrscheinlich auf die Versuchsdurchführung zurückzuführen. Ihre Untersuchungen wurden in Luft statt in Schutzgas durchgeführt. Dementsprechend zeigt

ten ihre Prüflinge vor allem bei langen Standzeiten einen gewissen Korrosionsangriff.

Aus Gleichung (8) ist zu entnehmen, daß die Zeitkonstante des Tertiärkriechens X_5 im wesentlichen für den Zeitpunkt des Bruchs verantwortlich ist, da sie den starken Dehnungsanstieg im Tertiärbereich der Kriechkurve beschreibt. Da, wie man aus Abb. 22 entnehmen kann, ein Zusammenhang zwischen der Zeitkonstanten des Tertiärkriechens X_5 und der sekundären Kriechgeschwindigkeit X_3 existiert, läßt sich damit auch die empirisch gefundene Monkman-Grant-Beziehung (72) erklären. Abb. 23 zeigt den Zusammenhang zwischen der sekundären Kriechgeschwindigkeit X_3 und der Standzeit t_B .

Wie bei allen experimentellen Arbeiten interessiert auch bei Kriechuntersuchungen eine statistische Aussage über den Streubereich der Meßwerte. Da Kriechversuche sehr zeitintensiv sind und im allgemeinen auch nur eine beschränkte Anlagenkapazität zur Verfügung steht, liegen bisher so gut wie keine statistischen Untersuchungen zum Kriechverhalten von Werkstoffen vor. Um erste Anhaltspunkte für den hier untersuchten Werkstoff Nr. 1.4988 zu erhalten, wurden die 8 Kriechkurven, die bei einer Spannung von $10,6 \text{ kp/mm}^2$ und einer Temperatur von 700°C von Braun (60) aufgenommen wurden, einer statistischen Auswertung unterzogen. Für vier verschiedene Versuchszeiten wurden die prozentualen Abweichungen der einzelnen Meßwerte vom arithmetischen Mittelwert der Kriechverformung berechnet. Für die Abweichungen wurden die Bereiche -10% bis $+10\%$, $+10\%$ bis $+25\%$, größer $+25\%$, -10% bis -25% und größer -25% gewählt. Es wurden dann jeweils die Anzahl der Meßwerte bestimmt, die in den einzelnen Bereichen lagen.

Das Ergebnis ist in Abb. 24 wiedergegeben. Man erkennt, daß mindestens ein Drittel der Meßwerte in den Bereich von -10% bis $+10\%$ Abweichung fällt. Mindestens zwei Drittel aller Meßwerte liegen noch im Bereich -25% bis $+25\%$ Abweichung vom Mittelwert, wobei jedoch einzelne Meßwerte um bis zu $\pm 50\%$ vom Mittelwert abweichen. Da unter anderen Versuchsbedingungen stets weniger Versuche gefahren worden sind, kann dieses sehr günstige Verhalten leider nicht für andere Versuchsparameter überprüft werden. Außerdem sollte man dieses Ergebnis nicht verallgemeinern, da der Streubereich sehr stark von der genauen Einhaltung der Versuchsbedingungen abhängt.

Außerdem ist in dieser Abbildung noch mit einem Pfeil das Ergebnis der Anpassungsrechnung eingetragen. Wie daraus zu entnehmen ist, paßt die mit der Interpolationsformel berechnete Kriechverformung gut in das Gesamtbild.

Wie bereits erwähnt wurde, wird bei der Nachrechnung der Versuche die Spannungszunahme im Hüllrohr aufgrund der Wandstärkenschwächung und der Zunahme des Innenradius berücksichtigt. Auch die Kriechparameter X_3 bis X_5 werden für jeden Zeitschritt entsprechend der dann herrschenden Spannung neu berechnet. Um einen Begriff dafür zu bekommen, wie stark sich dieser Geometrieeffekt auf die Kriechkurven auswirkt, wurden in Abb. 25 für die Versuche bei $T = 700^\circ\text{C}$ und $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$ neben den drei experimentell ermittelten Kriechkurven auch die Ergebnisse der Nachrechnung mit und ohne Berücksichtigung des Geometrieeffektes eingetragen. Man erkennt daraus sehr deutlich, daß sich der Geometrieeffekt etwa ab 1% Dehnung bemerkbar macht und bei größeren Dehnungen starke Abweichungen zwischen den beiden Rechnungen auftreten.

Brennelementhüllrohre für schnelle Reaktoren werden aufgrund der Hochtemperaturversprödung auf Kriechverformungen von maximal 0,5% ausgelegt. Die Auslegungsrechnungen werden dabei in den meisten Fällen mit dem Nortonschen Kriechgesetz $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ durchgeführt, wobei die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ entweder die sekundäre oder aber eine aus Zeitdehnungsgrenzen ermittelte Kriechgeschwindigkeit bedeutet. Da nach den vorliegenden Untersuchungen sowohl ein großer Teil der Kriechkurve aus Tertiärkriechen besteht als auch - vor allem bei hohen Spannungen - ein gewisser Anteil Primärkriechen auftritt, ist die Frage zu klären, ob auch bei der Brennelementauslegung für den hier untersuchten Werkstoff diese Kriechbereiche berücksichtigt werden müssen.

Zu diesem Zweck wurde die Interpolationsformel auf Spannungen extrapoliert, wie sie aufgrund des Spaltgasinnendruckes im Hüllrohr zu erwarten sind. Im Gegensatz zu echten Reaktorbedingungen wurde jedoch hier die Spannung über die gesamte Zeit als konstant wirkend vorausgesetzt. In Abb. 26 sind Rechnungen für 4 Spannungen zwischen 1,6 bis 6,4 kp/mm^2 entsprechend Innendrücken von 25 bis 100 at zusammengestellt.

Verglichen werden dabei Rechnungen unter Berücksichtigung der gesamten Interpolationsformel und Rechnungen, bei denen nur sekundäres Kriechen auftritt. Wie man aus dieser Abbildung entnehmen kann, existieren für Spannungen unter 5 kp/mm^2 und bis zu Dehnungen von $0,5\%$ keine Unterschiede zwischen den beiden Rechnungen. Für den stationären Reaktorbetrieb, bei dem vorwiegend der Spaltgasinnendruck auf das Hüllrohr wirkt, ist es demnach ausreichend, nur mit dem Nortonschen Kriechgesetz und sekundärem Kriechen zu rechnen. Bei höheren Spannungen, wie sie z.B. im Lastfolgebetrieb durch Wechselwirkung der Hülle mit gerissenem Brennstoff auftreten können - ohne daß dabei gleich die Elastizitätsgrenze des Werkstoffs überschritten wird -, muß noch das Primärkriechen berücksichtigt werden. Ferner macht sich bei Dehnungen über $0,5\%$ der Einfluß des Tertiärkriechens bereits bemerkbar.

Zum Schluß dieses Abschnitts soll noch kurz auf die Extrapolationsmöglichkeit der Interpolationsformel eingegangen werden. Die Gleichungen (8) bis (15) beschreiben das Zeitstand- und Kriechverhalten des hier untersuchten Werkstoffs Nr. 1.4988 im Spannungsbereich von 23 bis 6 kp/mm^2 und bei Temperaturen zwischen 650 und 700°C . Eine Extrapolation auf Temperaturen oberhalb 700°C ist nicht zu empfehlen, da ab 700°C Strukturänderungen im Werkstoff zum Teil relativ schnell ablaufen und die Kriechfestigkeit oberhalb dieser Temperatur sehr stark absinkt. Die Gleichungen (14) und (15) wurden daher auch so angelegt, daß eine Extrapolation über 700°C nicht möglich ist.

Zu tieferen Temperaturen hin sollte eine Extrapolation um 10 bis 20°C vor allem bei Spannungen unter 20 kp/mm^2 akzeptable Ergebnisse liefern. Allerdings liegen keine experimentellen Ergebnisse zur Überprüfung dieser Aussage vor. Eine Extrapolation bis auf 600°C führt zu niedrigeren Standzeiten als im Experiment (59). Allerdings ist dabei zu beobachten, daß bei hohen Spannungen und entsprechend kurzen Standzeiten der Unterschied in der Standzeit etwa eine Zehnerpotenz ausmacht, während bei niedrigeren Spannungen nur noch der Faktor 2 als Unterschied auftritt. Dieses Verhalten ist dadurch begründet, daß bei den hohen Spannungen die Streckgrenze deutlich überschritten und damit die Mikrostruktur geändert wird. Die niedrigeren Spannungen liegen im Bereich der Streckgrenze des Materials von etwa 20 kp/mm^2 . Hier

hat entsprechend eine geringere Vorverformung stattgefunden, und die Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung ist daher besser. Daraus ist der Schluß zu ziehen, daß die Interpolationsformel für Spannungen oberhalb der Streckgrenze nicht verwendet werden sollte. Wendet man sie jedoch an, dann liegen die Rechenergebnisse alle auf der sicheren Seite.

5.2 Das Zeitstand- und Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen

5.2.1 Rechenmethoden

Unter Berücksichtigung der Gleichungen (8) bis (15) wurde ein Rechenprogramm für die Kriechverformung eines Rohres unter Innendruck bei wechselnden Temperaturen geschrieben. Eingabegrößen sind die Rohrabmessungen (Außendurchmesser d_a , Wandstärke s), die Belastung (Innendruck p), ferner die Betriebsparameter maximale Temperatur T_{\max} , minimale Temperatur T_{\min} , Haltezeit im Temperaturmaximum $t_{H \max}$, Haltezeit im Temperaturminimum $t_{H \min}$ sowie Aufheiz- bzw. Abkühlzeit t_A . Diese Betriebsparameter sind in Abb. 27 schematisch dargestellt.

Die Berechnung des Kriechverhaltens bei wechselnden Temperaturen erfolgte sowohl nach der Zeitverfestigungs- als auch nach der Dehnungsverfestigungstheorie. Für beide Theorien wurde einmal ein differentielles Verfahren und zum anderen ein integrales Verfahren angewendet.

Bei der differentiellen Methode wurde die Kriechverformung pro Zeitintervall berechnet als Produkt aus Länge des Zeitintervalls Δt und Kriechgeschwindigkeit zu Beginn des Zeitintervalls.

$$\Delta \epsilon = \dot{\epsilon} \cdot \Delta t = (\dot{\epsilon}_{\text{pr}} + \dot{\epsilon}_{\text{sek}} + \dot{\epsilon}_{\text{tert}}) \cdot \Delta t$$

Dabei wurden die Kriechgeschwindigkeiten in den einzelnen Bereichen der Kriechkurve als voneinander unabhängig wirkend angesehen.

Vor allem wurde für die Dehnungsverfestigungstheorie angenommen, daß die Kriechgeschwindigkeit im Primär- und Tertiärbereich jeweils nur von der bereits erfolgten Dehnung in den einzelnen Bereichen abhängt. Damit erhält man folgende Gleichungen:

Zeitverfestigung:

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}_{pr} &= X1 \cdot X2 \cdot e^{-X2 \cdot t} \\ \dot{\epsilon}_{sek} &= X3 \\ \dot{\epsilon}_{tert} &= X4 \cdot X5 \cdot e^{X5 \cdot t}\end{aligned}$$

Dehnungsverfestigung:

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}_{pr} &= X2 (X1 - \epsilon_{pr}(t)) \\ \dot{\epsilon}_{sek} &= X3 \\ \dot{\epsilon}_{tert} &= X5 (\epsilon_{tert}(t) + X4)\end{aligned}$$

Für die integrale Methode erhält man als Kriechverformung pro Zeitintervall Δt

$$\Delta \epsilon = \epsilon(t + \Delta t) - \epsilon(t)$$

mit

$$\epsilon(t + \Delta t) = X1 \cdot \left(1 - e^{-X2 \cdot (t + \Delta t)} \right) X3 \cdot (t + \Delta t) + X4 \cdot \left(e^{X5 \cdot (t + \Delta t)} - 1 \right)$$

$$\text{und } \epsilon(t) = X1 \cdot \left(1 - e^{-X2 \cdot t} \right) + X3 \cdot t + X4 \cdot \left(e^{X5 \cdot t} - 1 \right)$$

Dabei ist zu berücksichtigen, daß bei der Berechnung nach der Dehnungsverfestigungstheorie die Zeit t in eine Zeit t^x übergeht, die jeweils neu berechnet werden muß, wenn die Temperatur im neuen Zeitintervall nicht mehr der im alten Intervall entspricht. Hierzu wird die Zeit t^x für die Temperatur im neuen Zeitintervall iterativ mit einer Genauigkeit in ϵ von $1 \cdot 10^{-5}$ berechnet.

Die differentielle Methode besitzt vor allem den Vorteil einer kurzen Rechenzeit. Für den Sonderfall einer konstanten Temperatur von $T = 700^\circ\text{C}$ und einer Spannung von $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$ werden die beiden Methoden in Abb. 28 einander gegenübergestellt und mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Man erkennt deutlich, daß die Rechnungen: Dehnungsverfestigung integral, Zeitverfestigung integral und Zeitverfestigung differentiell bei kleinen Zeitschritten Δt zu identischen Ergebnissen führen. Dieses Verhalten läßt sich mathematisch erklären, wenn man $\Delta \epsilon$ (integral) in einer Taylorreihe entwickelt. Die Rechnungen stimmen gut mit den Meßwerten überein. Die differentielle Rech-

nung nach der Dehnungsverfestigungstheorie hingegen liefert oberhalb von etwa 1,5% Kriechverformung zu niedrige Werte. Daraus ist der Schluß zu ziehen, daß die Annahme über das voneinander unabhängige Kriechverhalten in den einzelnen Bereichen der Kriechkurve nicht gerechtfertigt ist. Eine derartige Aussage konnte bereits aufgrund der weitgehend identischen Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Kriechparameter X_2 , X_3 und X_5 in Abschnitt 5.1.2 gemacht werden. Trotz teilweise bedeutend längerer Rechenzeiten wurden daher im folgenden nur noch die integralen Rechnungen für das Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen angewendet.

Ein Überblick über die experimentellen Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen kann aus Tab. 9 entnommen werden.

5.2.2 Rechteckige Temperaturprofile

Bei den Experimenten zum Zeitstand- und Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen nach einem rechteckigen Temperaturprofil orientierten sich die Versuchsbedingungen im wesentlichen an den Temperaturverhältnissen, wie sie an der Temperaturheizstelle eines Schnellbrüter-Brennstabes im Lastfolgebetrieb herrschen. Die meisten Versuche wurden daher zwischen 650 und 700°C gefahren, wobei die Belastung, die Haltezeiten im Temperaturmaximum bzw. -minimum sowie die Starttemperatur variiert wurden. Um thermische Spannungen und damit zusätzliche plastische Verformungen während der Aufheiz- und Abkühlphase zu vermeiden, wurde aufgrund von Vorversuchen einheitlich eine Temperaturänderungsgeschwindigkeit von 5°C/min gewählt.

In Tab. 10 sind die Versuche zusammengestellt, deren Starttemperatur 650°C betrug, während in Tab. 11 die Versuche mit einer Starttemperatur von 700°C aufgeführt sind. Aus Tab. 12 schließlich kann man die Versuche entnehmen, die zur Ergänzung zwischen anderen Temperaturniveaus gefahren wurden.

In den Abbildungen 29 bis 32 sind die Ergebnisse von Zyklerversuchen zwischen 650°C und 700°C wiedergegeben, wobei die Haltezeiten im Temperaturmaximum und -minimum jeweils 11 h 50' betragen und die Versuche bei 650°C begonnen wurden. Man erkennt aus diesen Diagrammen, daß

vor allem bei relativ hohen Spannungen und entsprechend kurzen Versuchszeiten teilweise beträchtliche Abweichungen im Kriechverhalten zwischen Experiment und Rechnung auftreten. Das zyklizierte Material kriecht schneller, und entsprechend wird die Standzeit verkürzt. Zu niedrigeren Spannungen hin nähern sich die experimentellen Ergebnisse den berechneten Kurvenverläufen, und bei dem Versuch mit einer Spannung von $11,5 \text{ kp/mm}^2$ in Abb. 32 ist die Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung nach der Dehnungsverfestigungstheorie als gut zu bezeichnen. Es fällt jedoch auch bei diesem Versuch auf, daß nach etwa 120 h die gemessene Kriechverformung um etwa 50% höher liegt als die Rechnung. Dieses Verhalten wird im folgenden als Zyklireffekt bezeichnet.

Allgemein ist zu dieser Versuchsreihe zu bemerken, daß bei allen Versuchen nach einigen Zyklen eine deutliche Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit gemessen wurde. Die im Vergleich zum nicht zyklizierten Material erhöhte Kriechgeschwindigkeit wirkte im allgemeinen jedoch nur über einige Zyklen. Der Gesamteffekt auf das Kriechverhalten des zyklizierten Materials war um so größer, je größer der Anteil der Kriechverformung pro Zyklus am gesamten Kriechbetrag bis zum Bruch war. Ein Einfluß des Zyklizierens auf die Bruchdehnung konnte bei diesen Versuchen nicht beobachtet werden.

Die Aussage, daß bei Versuchen mit niedriger Belastung und entsprechend langen Versuchszeiten nur geringe Unterschiede zwischen Experiment und Rechnung auftreten, gilt auch für die Standzeit. In Abb. 33 wurde das Verhältnis von gemessener Standzeit zu theoretischer Standzeit als Funktion der Zyklenzahl und damit der Versuchsdauer aufgetragen. Da bei diesen Versuchen während der Temperatur von 650°C keine Kriechverformung zu beobachten war und die Prüflinge die Hälfte der Versuchsdauer bei 650°C verbrachten, wurde als theoretische Standzeit der doppelte Werte der Bruchzeit bei $T = 700^\circ\text{C} = \text{konst.}$ und entsprechender Belastung angenommen. Wie man aus dieser Abbildung entnehmen kann, nähert sich die gemessene Standzeit mit steigender Versuchsdauer der theoretischen Standzeit.

Der Einfluß der Haltezeiten im Temperaturmaximum bzw. -minimum geht aus den Abbildungen 34 und 35 hervor. Bei einer Verlängerung der Haltezeit im Temperaturmaximum auf 15h 50' bei gleichzeitiger Verringerung der Haltezeit im Temperaturminimum auf 7h 50' läßt sich nach Abb. 34 das Kriechverhalten der zyklisierten Proben bis 160h gut durch die Rechnung beschreiben. Dann tritt jedoch auch hier eine deutliche Zunahme der Kriechgeschwindigkeit auf, die zu einer starken Reduktion der Standzeit führt. Offensichtlich bewirkt die lange Haltezeit bei maximaler Temperatur ein verzögertes Auftreten des Zyklisereffektes. Eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit, allerdings erst nach 240h, wird nach Abb. 35 auch für den Fall einer kurzen Haltezeit im Temperaturmaximum beobachtet. Die Auswirkungen des Zyklisereffektes auf die gesamte Kriechkurve sind in diesem Fall jedoch gering, da die erhöhte Kriechgeschwindigkeit nur über einige Zyklen wirkt und aufgrund der kurzen Haltezeit bei maximaler Temperatur nur geringe Kriechverformungen pro Zyklus auftreten.

Beginnt man die Versuche bei 700°C statt bei 650°C , tritt eine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit der zyklisierten Proben ebenfalls erst nach längerer Versuchsdauer auf. Dieses Verhalten wird deutlich durch direkten Vergleich der Abb. 36 mit 30 und 37 mit 31. Eine Verlängerung der Haltezeit im Temperaturmaximum auf 15h 50' bei gleichzeitiger Verringerung der Haltezeit im Temperaturminimum auf 7h 50' führt hier allerdings zu keiner wesentlichen Beeinflussung des Kriechverhaltens durch das Zyklisieren, wie man aus Abb. 38 entnehmen kann.

Offensichtlich ist das Auftreten einer erhöhten Kriechgeschwindigkeit beim Zyklisieren auf den Temperaturbereich 650°C und 700°C beschränkt. Zyklisiert man nämlich diesen Werkstoff zwischen 600°C und 650°C , zeigen die experimentellen Ergebnisse nach Abb. 39 eine brauchbare Übereinstimmung mit der Rechnung. Wie man aus Abb. 40 entnehmen kann, tritt beim Zyklisieren zwischen 675°C und 700°C sogar eine Zunahme der Standzeit auf.

Die Frage, ob eine Rechnung nach der Dehnungsverfestigungstheorie oder Zeitverfestigungstheorie eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Kriechkurven liefert, kann für die Versuche ohne Be-

einflussung der Kriechgeschwindigkeit durch das Zyklieren nicht eindeutig beantwortet werden. Bei vielen Versuchen liegen die Meßpunkte zwischen den nach beiden Verfahren berechneten Kurven. Zur Sicherheit sollte daher für den hier untersuchten Stahl bei rechteckigen Temperaturprofilen vorsichtshalber nach der Zeitverfestigungstheorie gerechnet werden.

Neben dem Kriechverhalten interessiert auch die Zeitstandfestigkeit. Für die ingenieurmäßige Anwendung hat sich das Verfahren nach Robinson (10) für die Berechnung der Standzeit bei wechselnden Temperaturen durchgesetzt. In Abb. 41 werden für die Versuche, bei denen sich das Kriechverhalten durch die Interpolationsformel beschreiben ließ, die gemessenen und nach Robinson berechneten Standzeiten verglichen. Obwohl einige Einzelergebnisse größere Abweichungen von der berechneten Standzeit zeigen, läßt sich jedoch das Gesamtverhalten befriedigend nach dieser Methode beschreiben. Allerdings liegen die Versuche, bei denen ein Zykliereffekt beobachtet wurde, teilweise beträchtlich von der theoretischen Geraden entfernt.

5.2.3 Sägezahnförmige Temperaturprofile

In dieser Versuchsserie sollten vorwiegend Temperaturverhältnisse simuliert werden, wie sie bei kleinen Leistungsschwankungen im Reaktor auftreten. Im Bereich der Temperaturheizstelle an Brennstäben belaufen sich die Temperaturänderungen dabei auf maximal 25°C . In Tab. 13 sind die Untersuchungen zu diesem Themenkreis zusammengestellt. Bei zwei Versuchsreihen wurde die Temperatur zwischen 675°C und 700°C zyklisiert, wobei die Zyklusdauer einmal 1h und zum anderen 4h betrug. Um ferner Anschluß an die Experimente mit rechteckigem Temperaturprofil zu erhalten, wurde die Temperatur in einer weiteren Versuchsreihe auch zwischen 650°C und 700°C zyklisiert.

Wie aus Abb. 42 zu entnehmen ist, führt ein Zyklieren zwischen 650°C und 700°C bei einem sägezahnförmigen Temperaturprofil mit einer Zyklusdauer von 4h zu keiner Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit. Die nach der Dehnungsverfestigungstheorie berechnete Kurve entspricht etwa dem Mittelwert der drei experimentellen Kurven.

Auch ein Zyklieren zwischen 675°C und 700°C führt in dieser Versuchsserie nach Abb. 43 und 44 nicht zu einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit. In beiden Versuchsreihen scheint viel eher eine Verfestigung aufzutreten, die dazu führt, daß die Rohre langsamer als berechnet kriechen. Dementsprechend zeigen die Versuche auch längere Standzeiten als erwartet. Dieses Verhalten war bereits beim Zyklieren zwischen 675°C und 700°C nach einem rechteckigen Temperaturprofil in Abb. 40 beobachtet worden.

Zusammenfassend läßt sich zum Kriechverhalten dieses Werkstoffes bei sägezahnförmigen Temperaturprofilen sagen, daß keine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit beobachtet wurde. Ferner lassen sich die Experimente nach der Dehnungsverfestigungstheorie aus dem Kriechverhalten bei konstanter Temperatur beschreiben. Im allgemeinen liegt man damit sogar auf der sicheren Seite.

Für die nach Robinson berechnete Standzeit erhält man bei einem sägezahnförmigen Temperaturprofil ein qualitativ ähnliches Verhalten wie bei einem rechteckigen Temperaturprofil. Nach Abb. 45 lassen sich die meisten Ergebnisse befriedigend nach dieser Methode beschreiben, wobei allerdings einzelne Versuchsergebnisse um bis zu $\pm 50\%$ von der Rechnung abweichen. Für die Berechnung der Standzeit nach Robinson wurde hierbei eine von Miller (22) angegebene Gleichung verwendet. Die darin enthaltene Larson-Miller-Konstante wurde für das vorliegende Material optimiert zu $C = 21,7$.

6. Diskussion der Ergebnisse

6.1 Darstellung der Ergebnisse

Das Auftreten eines Zykliereffektes beim Werkstoff Nr. 1.4988 äußert sich in einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit bei der maximalen Temperatur. Bei einer Spannung von $12,8 \text{ kp/mm}^2$ zum Beispiel (Versuche Nr. 42, 44, 50) erhöht sich der Mittelwert der Kriechgeschwindigkeit durch das Zyklieren etwa um den Faktor 7,5. Zum Vergleich dazu liegt der Streubereich für die Kriechgeschwindigkeit bei konstanter und wechselnder Temperatur bei etwa $\pm 30\%$ um den Mittelwert.

Unter Berücksichtigung der gewählten Versuchsparameter müssen nach den vorliegenden Untersuchungen offensichtlich folgende Voraussetzungen für das Auftreten eines Zykliereffektes erfüllt sein:

- 1.) Die Zyklierversuche müssen zwischen 650°C und 700°C durchgeführt werden.
- 2.) Die Temperaturprofile müssen rechteckig sein.
- 3.) Der Versuch muß bei 650°C beginnen, damit der Effekt früh auftritt.
- 4.) Die Haltezeiten im Temperaturmaximum und -minimum müssen in einer gewissen Relation zueinander stehen. Lange Haltezeiten bei maximaler Temperatur und entsprechend kurze Haltezeiten bei minimaler Temperatur rufen offensichtlich eine gewisse Stabilisierung hervor, die sich durch ein verspätetes Einsetzen des Effektes äußert. Ebenfalls zu einer Verzögerung der Kriechgeschwindigkeitserhöhung führt eine kurze Haltezeit im Temperaturmaximum bei langer Haltezeit im Temperaturminimum. Hier dürfte vor allem die kurze Haltezeit bei maximaler Temperatur dafür verantwortlich sein, daß sich der Zykliereffekt nicht voll ausprägen kann.

Das hier beschriebene komplexe Kriechverhalten des Werkstoffes Nr. 1.4988 im vom Hersteller angegebenen Zustand: lösungsgeglüht + $\leq 7\%$ kaltverformt + $800^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ ließ vermuten, daß die beim Zyklieren der Temperatur beobachteten Phänomene vorwiegend werkstoffspezifisch bzw. zustandsspezifisch sind. Daher wurden einige ergänzende Versuche an Rohren aus dem Stahl AISI 316 durchgeführt. Die Rohre wurden bei $1050^{\circ}\text{C}/30'$ lösungsgeglüht und anschließend bei 700°C über 100h ausgelagert, um eine stabile Struktur zu erhalten. Die Versuche wurden unter den Bedingungen durchgeführt, bei denen am Stahl 1.4988 ein sehr deutlicher Einfluß der Temperaturzyklisierung festgestellt wurde: Zyklierversuche zwischen 650°C und 700°C , Starttemperatur 650°C , Haltezeiten im Temperaturmaximum bzw. -minimum jeweils 11h 50' sowie eine relativ hohe Belastung, die zu wenigen Zyklen bis zum Bruch führte. Die Ergebnisse sind in Abb. 46 dargestellt. Man erkennt dar-

aus, daß die experimentellen Ergebnisse eine brauchbare Übereinstimmung mit der Rechnung zeigen und eine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit nicht zu beobachten war. Daraus ist zu schließen, daß das bei den rechteckigen Temperaturprofilen beobachtete anomale Kriechverhalten tatsächlich nur für den Werkstoff Nr. 1.4988 in dem hier untersuchten Zustand gilt und Verallgemeinerungen auf das Kriechverhalten anderer Werkstoffe bei Temperaturzyklierungen nicht zulässig sind.

Es ist daher anzunehmen, daß der Zyklereffekt auf Gefügeänderungen innerhalb des komplexen Werkstoffes beruht. Von den theoretischen Vorstellungen über das Kriechverhalten sollte bei stabilen Werkstoffen ein derartiger Effekt nicht erwartet werden. Auch die Literaturübersicht in Abschnitt 2.2 zeigte, daß bei Vermeidung von thermischen Spannungen immer dann eine gute Übereinstimmung zwischen Rechnung und Experiment zu erwarten war, wenn es sich bei den untersuchten Werkstoffen um metallurgisch einfach aufgebaute Systeme handelte oder wenn das Temperaturniveau nicht in den Bereich thermodynamisch instabilen Werkstoffverhaltens fiel.

Zunächst soll versucht werden, das beobachtete Verhalten noch etwas deutlicher darzustellen. Zu diesem Zweck wurde in Abb. 47 für einige Versuche, die bei einer Spannung von $12,8 \text{ kp/mm}^2$ zwischen 650°C und 700°C zyklert wurden, die Kriechgeschwindigkeit als Funktion der Beanspruchungszeit bei 700°C aufgetragen. Bei den zyklerten Proben wurde die Beanspruchungszeit bei 650°C vernachlässigt, weil makroskopisch bei dieser Temperatur keine Kriechverformung festgestellt wurde.

In Abb. 47a sind die Verhältnisse wiedergegeben für den Fall, daß das Zyklieren bei einer Temperatur von 650°C beginnt. Die obere Kurve gibt den Verlauf der Kriechgeschwindigkeit wieder, wie sie aus den Kriechkurven der Abb. 31 berechnet wurde. Die Kriechgeschwindigkeit der zyklerten Proben zur Zeit $t = 0$, die im Kriechversuch der gemittelten Kriechgeschwindigkeit zwischen 12h und 24h entspricht, deckt sich etwa mit den Werten, wie sie für $T = 700^\circ\text{C} = \text{konst.}$ zwischen 0 und 12h beobachtet wurden. Sobald das Material jedoch zum zweiten Mal für 12h bei 700°C beansprucht wird (entspricht in Abb. 47a der Zeit $t = 12\text{h}$, im Kriechversuch jedoch der Zeit zwischen 36h und 48h), läßt sich

eine deutliche Zunahme der Kriechgeschwindigkeit feststellen. Im darauffolgenden Zyklus wird dann nur noch eine leichte Zunahme der Kriechgeschwindigkeit beobachtet, in weiteren Zyklen dann sogar eine schwache Abnahme. Die Kriechgeschwindigkeit des zyklisierten Materials nähert sich dann den Werten für die konstante Temperatur. Die Kriechgeschwindigkeiten der zyklisierten und nicht zyklisierten Proben würden bei längeren Versuchszeiten wahrscheinlich zusammenfallen, wenn nicht die zyklisierten Rohre aufgrund der höheren Kriechgeschwindigkeit während der ersten Zyklen bereits sehr viel stärker verformt wären als die nicht zyklisierten Prüflinge. So haben z.B. nach 72h bei 700°C die zyklisierten Rohre bereits Kriechaufweitungen von 1,2 bis 1,9% erreicht, während die Werte für die Rohre bei $T = \text{konst.}$ um 0,4% liegen. Eine höhere Kriechverformung bedeutet jedoch eine dünnere Rohrwand und einen größeren Radius, was bei gleichem Innendruck eine höhere Spannung und dementsprechend eine höhere Kriechgeschwindigkeit zur Folge hat.

Beginnt man statt bei 650°C bei 700°C , dann erkennt man aus Abb. 47b, daß die Kriechgeschwindigkeit für die Rohre mit und ohne Temperaturzyklisierungen bis zu etwa 72h bei 700°C nahezu identisch verläuft. Erst anschließend macht sich eine erhöhte Kriechgeschwindigkeit bemerkbar. Im Prinzip ähnliche Diagramme erhält man, wenn man die Haltezeiten im Temperaturmaximum bzw. -minimum verlängert oder verkürzt.

Aus Abb. 47c schließlich ist zu entnehmen, daß kein Zyklisierereffekt mehr auftritt, wenn man die Rohrproben zunächst längere Zeit bei 700°C kriechen läßt. In dieser Versuchsreihe wurde das Material zunächst 96h bei $T = 700^{\circ}\text{C} = \text{konst.}$ beansprucht. Erst anschließend wurde die Temperatur zwischen 650°C und 700°C mit Haltezeiten von jeweils 11h 50' zyklisiert. Hier hat sich offensichtlich durch die lange Beanspruchung bei 700°C eine stabile Struktur ausgebildet, die auch durch das anschließende Zyklisieren nicht mehr verändert werden kann.

Eine genauere Analyse der durch die wechselnden Temperaturen bedingten Zunahme der Kriechgeschwindigkeit wird in Abb. 48 für den Versuch Nr. 27 durchgeführt, der bei einer Spannung von $15,4 \text{ kp/mm}^2$ und einer Starttemperatur von 650°C bei Haltezeiten von jeweils 11h 50' zwischen 650°C und 700°C zyklisiert wurde.

Bei diesem Diagramm fällt auf, daß die mittlere Kriechgeschwindigkeit in jedem 700°C Intervall (dünn gestrichelte Gerade) zunimmt. Ferner ist aus Abb. 48 zu entnehmen, daß die Kriechgeschwindigkeit zu Beginn einer neuen Temperaturerhöhung auf 700°C nicht wesentlich verschieden ist von der Kriechgeschwindigkeit am Ende des vergangenen 700°C Intervalls. In den letzten Stunden der Kriechphase bei 700°C scheint sich die Kriechgeschwindigkeit auf einem neuen Niveau zu stabilisieren. Vergleicht man außerdem die Kriechgeschwindigkeit von zyklierten und nicht zyklierten Proben, so kommt deutlich zum Ausdruck, daß das höhere Niveau in der Kriechgeschwindigkeit des zyklierten Materials vorwiegend durch die Unterdrückung der Verfestigungsphase im Primärbereich der Kriechkurve zustandekommt. Eine leichte Verfestigung ist in der ersten 700°C Phase angedeutet, jedoch scheint dann die entfestigende Komponente zu überwiegen, die zu einem Ansteigen der Kriechgeschwindigkeit führt.

6.2 Metallkundliche Vorgänge

Bei einer Erklärung für den Mechanismus des Zyklireffektes muß man sich darüber im klaren sein, daß es sich bei dem Werkstoff Nr. 1.4988 um ein äußerst komplexes Material handelt. Zwar existieren eine Reihe von Veröffentlichungen, die entweder nur das Ausscheidungsverhalten dieses Werkstoffes beschreiben (73) oder auch bestimmte Ausscheidungsarten in Verbindung setzen mit mechanischen Eigenschaften (74-76). Arbeiten über den Einfluß der Substruktur unter Einbeziehung der Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Ausscheidungen sind hingegen für diesen Stahl oder viele andere technische Legierungen nicht bekannt. Die heutzutage verwendeten Kriechtheorien basieren vorwiegend auf versetzungstheoretischen Ansätzen. Über die Beeinflussung der einzelnen Mechanismen durch bestimmte Legierungselemente oder Ausscheidungen liegen aufgrund des komplexen Verhaltens der technischen Werkstoffe bisher keine klaren Vorstellungen vor (77). Da genauere Analysen hierzu über den Rahmen dieser Arbeit hinausgehen würden, soll versucht werden, eine vorwiegend qualitative Beschreibung der beobachteten Effekte sowie ihre möglichen Ursachen zu geben.

Da der Zyklireffekt vor allem zu Beginn der Versuche auftrat, liegt die Vermutung nahe, daß der Anlieferungszustand des Materials thermo-

dynamisch nicht stabil ist. Elektronenmikroskopische Aufnahmen bestätigen diese Annahme. Wie Abb. 49a zeigt, zeichnet sich der Anlieferungszustand durch eine äußerst geringe Versetzungsdichte ohne sichtbare Ausscheidungen aus, wie er charakteristisch ist für ein lösungsgeglühtes Material. Es hat demnach den Anschein, als ob die gelieferten Rohre nicht kaltverformt sind. Ob tatsächlich eine Auslagerung $800^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ vorgenommen worden ist, bleibt offen, denn normalerweise führt eine Auslagerung nach dem Lösungsglühen bei diesem Werkstoff zu feinen, gleichmäßig verteilten Nb (CN)-Ausscheidungen in der Matrix (74).

Eine Kriechverformung von 24h bei 650°C oder 700°C und einer Spannung von $14,1 \text{ kp/mm}^2$ ändert das Bild grundlegend. Die Abbildungen 49b und 49c zeigen die Mikrostruktur dieser Proben. Man beobachtet viele Ausscheidungen, fast ausschließlich an Versetzungen und teilweise perl-schnurartig aufgereiht. Offensichtlich hat eine verstärkte Keimbildung an Versetzungen zu einer Beschleunigung der Ausscheidungen aus der noch instabilen Legierung während der Verformung geführt. Ein derartiger Mechanismus konnte für die Ausscheidung von ϵ -Phase in einer Eisen-Molybdän-Legierung nachgewiesen werden (78).

In den beiden Bildern sind fast nur mit Ausscheidungen assoziierte Versetzungen zu erkennen, was auf eine starke Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Versetzungen und damit auf einen kriechfesten Zustand hindeutet. Eine derartige Wechselwirkung, die zu einer Verankerung der Versetzungen an den Ausscheidungen führt, wird auch bei anderen Nb-stabilisierten Stählen als Grund für die hohe Kriechfestigkeit angegeben (79). Dieser Vorgang dürfte auch verantwortlich sein für die starke Abnahme der Kriechgeschwindigkeit im Primärbereich der Kriechkurve, wie das für das nicht zyklisierte Material in Abb. 48 zum Ausdruck kommt.

Vom Stahl AISI 316 wird sogar berichtet, daß aufgrund eines derartigen Verankerungsmechanismus bei einer Temperatur von 500°C überhaupt kein sekundäres Kriechen im Anschluß an den Primärbereich mehr auftrat (80).

Stumpf (74) berichtet ebenfalls von einer Verfestigung des Stahles 1.4988 durch eine Auslagerung bei 600°C , wodurch sich an Versetzungen

feine V (CN)- und Nb (CN)-Ausscheidungen bilden. Durch Auslagerungen bei 700°C und 800°C vergrößern sich die Carbonitride jedoch bereits nach kurzer Zeit, und ihre Effektivität im Hinblick auf das Verankern der Versetzungen geht verloren. Stumpf beobachtet dabei eine starke Abnahme der Streckgrenze.

Es ist anzunehmen, daß es bei dem hier untersuchten Material nach weiterer Kriechverformung bei 700°C ebenfalls zu einer Vergrößerung der Ausscheidungen kommt. Darauf deutet der Verlauf der Kriechkurven des nicht zyklisierten Materials bei 700°C und Spannungen zwischen 11,5 und 15,4 kp/mm² hin, der durch einen kurzen Primärbereich, einen äußerst schwach ausgeprägten Bereich sekundärer Kriechgeschwindigkeit sowie einen sehr früh einsetzenden und sehr langen Tertiärbereich charakterisiert ist. Auch Freeman (81) führt die bei vielen Kriechversuchen beobachtete stetige Zunahme der Kriechgeschwindigkeit auf eine Koagulation von Ausscheidungen zurück.

Untersuchungen zum Mechanismus der Teilchenvergrößerung in Chromstählen wurden von Mukherjee und Sellars (82) durchgeführt. Da angelassene Stähle schneller vergrößern als rekristallisierte Stähle und ferner die Vergrößerungsrate bei gleichzeitiger Warmverformung teilweise um Größenordnungen gegenüber normalen Auslagerungen zunimmt (82), wird eine Mitwirkung von Versetzungen als Diffusionsweg für die Transportvorgänge bei der Teilchenvergrößerung angenommen (84). Allerdings wird von einigen Autoren auch eine Matrix-Diffusion für die Vergrößerung der Ausscheidungen nicht ausgeschlossen (85,86), vor allem dann, wenn die Teilchen eine bestimmte Größe überschritten haben (87).

Betrachtet man nun in Abb. 49d die elektronenmikroskopische Aufnahme eines Prüflings nach zwei Temperaturzyklen, dann fällt auf, daß es zu einer starken Vergrößerung der Ausscheidungen bei gleichzeitiger Verringerung der Ausscheidungsichte gekommen ist. Der mittlere Abstand zwischen den Teilchen wird somit größer, was nach dem Modell von Orowan zu einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit führen wird.

Die beobachtete Teilchenvergrößerung läßt sich z.B. durch eine Erhöhung des Diffusionskoeffizienten erklären. Wahrscheinlich werden auf-

grund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix ($\alpha = 18 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) und NbC-Ausscheidungen ($\alpha = 4,8 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$) (88) bei den Temperaturerhöhungen mikroskopische thermische Spannungen erzeugt, die zu einer Erhöhung der Leerstellenkonzentration führen. Das Auftreten der thermischen Spannungen und damit die Erhöhung des Diffusionskoeffizienten sollte dabei von der Temperaturänderungsgeschwindigkeit abhängen. So ist es denkbar, daß bei den Versuchen nach Abb. 40, 42, 43 und 44 nur deshalb keine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit beobachtet wurde, weil die Temperaturänderungen zu langsam erfolgten.

Neben einer erhöhten Diffusion muß es nach Abb. 49d gleichzeitig zu einer Auflösung der kleineren Ausscheidungen und damit zu einer Verringerung der Ausscheidungsichte kommen.

Wenn es sich bei dem hier beobachteten Verhalten um eine normale Oswaldt-Reifung handelt, dann sollte das Volumen der Ausscheidungen in Abb. 49c und d etwa gleich sein. Leider läßt sich dieser Punkt nicht eindeutig klären, da dazu umfangreiche elektronenmikroskopische Untersuchungen erforderlich wären. Mit Hilfe einer statistischen Analyse müßte der mittlere Teilchendurchmesser, die Form der Ausscheidungen und die Teilchenkonzentration bestimmt werden. Erste Anhaltspunkte können jedoch bereits die Abbildungen 49c und d liefern. Setzt man voraus, daß alle dunklen Punkte auf diesen beiden Aufnahmen Ausscheidungen sind und es sich bei den Ausscheidungen vorwiegend um dünne Plättchen handelt, dann stimmt das Volumen der Ausscheidungen in beiden Bildern etwa überein. Setzt man allerdings kugelförmige Ausscheidungen voraus, dann wäre das Volumen der Ausscheidungen im zyklerten Werkstoff etwa doppelt so groß wie im nicht zyklerten Fall. Eine eindeutige Klärung, ob es sich bei der beobachteten Teilchenvergrößerung um eine normale Oswaldt-Reifung handelt, ist daher nicht möglich. Allerdings läßt sich eine Oswaldt-Reifung auch nicht ausschließen, da je nach Stabilisierungsgrad dieses Stahls bei einer Auslagerungstemperatur von 700°C der Gleichgewichtszustand für das ausgeschiedene Nb bereits nach wenigen Stunden erreicht werden kann (73).

Falls es sich um eine Oswaldt-Reifung handelt, dann ist auch zu er-

klären, warum in Abb. 48 die Kriechgeschwindigkeit nach jeder Temperaturerhöhung auf 700°C zunächst etwa dem Endwert im letzten 700°C Intervall entspricht: Zur Auflösung der kleinen Teilchen ist eine gewisse Zeit erforderlich, und erst nach Auflösung der kleinen Ausscheidungen kann es zu einer Zunahme der Kriechgeschwindigkeit kommen. - Ferner wird eine möglicherweise durch thermische Spannungen hervorgerufene Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit nur so lange wirksam sein, bis die Spannungen durch Relaxation abgebaut sind. Es kommt daher nach einer bestimmten Zeit zu keiner weiteren Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit.

Die Unterdrückung des Primärbereichs beim zyklisierten Prüfling in Abb. 48 kommt wahrscheinlich dadurch zustande, daß es während der Auslagerung $650^{\circ}\text{C}/12\text{h}$ unter Spannung bereits zur Ausbildung einer ähnlichen Ausscheidungsstruktur kommt, wie sie am Ende des Primärbereichs bei den Versuchen mit konstanter Temperatur auftritt. Ebenso wie bei den Versuchen mit konstanter Temperatur tritt dann bei dem zyklisierten Prüfling nach Erreichen der ersten 700°C Phase eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit auf, was wahrscheinlich auf eine Koagulation der Ausscheidungen zurückzuführen sein dürfte. Damit entfällt durch das Zyklieren die Verfestigung im Primärbereich.

Beginnt man den Zyklisversuch bei 700°C statt bei 650°C , dann wird nach Abb. 47b im ersten Zyklus der Primärbereich der Kriechkurve durchlaufen, und ein später auftretender Zykliereffekt kann sich daher nur von einem viel niedrigerem Niveau der Kriechgeschwindigkeit aus bemerkbar machen.

Sollte allerdings eine Vergrößerung der Ausscheidungen vor Erreichen des Gleichgewichtszustandes der ausgeschiedenen Phase auftreten, dann läßt sich das beobachtete Phänomen nicht durch eine Oswaldt-Reifung erklären. Hier könnte ein Modell weiterhelfen, das von Mukherjee und Sellars (82) für die Vergrößerung von Ausscheidungen in Stählen mit 0,87 bis 6,1% Cr vorgeschlagen wird. Sie beobachteten, daß diese Stähle nach einer Auslagerung $700^{\circ}\text{C}/10\text{h}$ beim Wiederaufheizen auf die Betriebstemperatur von 700°C eine starke Vergrößerung der karbidischen Ausscheidungen zeigten. Sie führten diesen Effekt darauf zurück, daß

überschüssiger Kohlenstoff sich während der Aufheizphase an den bereits vorhandenen Karbiden ausscheidet. In einer späteren Phase lösen sich dann bevorzugt die kleineren Karbide auf, um wieder den alten Zustand für den gelösten Kohlenstoff zu erhalten.

6.3 Technologische Bedeutung für Hüllrohre

Abschließend soll noch erläutert werden, welche Auswirkungen der beobachtete Zykliereffekt auf das Betriebsverhalten von Brennelementhüllrohren schneller Reaktoren hat.

Dazu ist zunächst zu bemerken, daß das Auftreten dieses Effektes werkstoffspezifisch bzw. zustandspezifisch ist. Es ist also keineswegs zu erwarten, daß eine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit durch das Zyklieren bei allen für den SNR zur Diskussion stehenden Hüllmaterialien auftritt. Ferner tritt dieser Effekt vor allem zu Beginn der Versuche auf. Zu diesem Zeitpunkt sind die Brennelemente jedoch mechanisch kaum durch den Spaltgasdruck belastet, so daß eine mögliche Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit praktisch keine meßbaren Auswirkungen auf den Brennstabdurchmesser zeigen sollte. Gegen Ende der Standzeit, wenn mit einer erhöhten mechanischen Belastung der Hülle zu rechnen ist, macht sich jedoch kein Einfluß der Temperaturzyklierungen auf das Kriechverhalten mehr bemerkbar. Der Zykliereffekt hat also so lange keine Auswirkungen auf das Betriebsverhalten der Brennelemente, wie sichergestellt ist, daß keine hohen mechanischen Belastungen zu Beginn der Einsatzzeit auftreten.

7. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit dem Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüllrohrproben aus dem Stahl X8 CrNiMoVNb 1613 (Werkstoff Nr. 1.4988) bei konstanten und wechselnden Temperaturen. Die Versuchsparameter für die Temperaturzyklierungen orientieren sich dabei an den Temperaturverhältnissen für die Temperaturheizstelle eines Schnellbrüter-Brennstabes im Lastfolgebetrieb.

Eine Spannungsanalyse in der Hüllrohrwand zeigt, daß es bei einem

Rohr unter reiner Innendruckbeanspruchung ausreicht, die Spannungen und Dehnungen am sogenannten "Skelettpunkt" zu betrachten. Bei den hier untersuchten Rohren fallen Skelettpunkte und Wandmitte etwa zusammen, wodurch die Rechnungen ohne wesentlichen Verlust an Genauigkeit vereinfacht werden können. Es wird ferner gezeigt, daß für den vorliegenden Werkstoff zur Umrechnung des mehrachsigen Spannungszustandes in einen einachsigen Zustand das Verfahren nach Mises besser geeignet ist als das Verfahren nach Mohr.

Im zweiten Teil der Arbeit wird das Zeitstand- und Kriechverhalten des Werkstoffs Nr. 1.4988 bei konstanten Temperaturen eingehend analysiert. Dabei werden aus der Literatur bewährte Gesetzmäßigkeiten zur Beschreibung des Primär-, Sekundär- und Tertiärbereiches der Kriechkurve gewählt. Die Analyse zeigt, daß für die Zeitkonstanten des Primär- und Tertiärkriechens sowie für die sekundäre Kriechgeschwindigkeit die gleiche Temperaturabhängigkeit sowie ähnliche Spannungsabhängigkeiten gefunden werden. Das deutet auf die gleichen grundlegenden Deformationsmechanismen in den einzelnen Bereichen der Kriechkurve hin. Mit den Gesetzmäßigkeiten und den optimierten Kriechparametern läßt sich das Zeitstand- und Kriechverhalten dieses Werkstoffes im Temperaturbereich von 650 bis 700°C und bei Spannungen zwischen 6 und 23 kp/mm² beschreiben.

Im dritten Teil der Arbeit werden die Gesetzmäßigkeiten auf das Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen angewendet, wobei die Rechnungen sowohl nach der Dehnungs- als auch nach der Zeitverfestigungstheorie durchgeführt werden. Ein Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen zeigt, daß in einigen Fällen sehr starke Abweichungen zwischen Experiment und Rechnung auftreten, die sich vor allem in einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit ohne Beeinflussung des Bruchverhaltens äußern. Eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit durch das Zyklieren macht sich vor allem bei rechteckigen Temperaturprofilen bemerkbar, wenn man die Temperatur zwischen 650° und 700°C zyklert und die Versuche bei 650°C beginnen. Zyklert man hingegen diesen Werkstoff nach einem sägezahnförmigen Temperaturprofil, so wird keine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit beobachtet. Die Kriechkurven lassen sich dann befriedigend nach der Dehnungsverfestigungstheorie beschreiben.

Der Zyklireffekt wird auf das Ausscheidungsverhalten dieses Werkstoffs in dem vorliegenden Zustand zurückgeführt. Bei den zyklerten Proben wird eine Vergrößerung der Ausscheidungen bei gleichzeitiger Abnahme der Ausscheidungsdichte gegenüber den nicht zyklerten Proben beobachtet. Es wird angenommen, daß aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Ausscheidungen bei den Temperaturänderungen mikroskopische thermische Spannungen auftreten, die zu einer Erhöhung der Leerstellenkonzentration und damit des Diffusionskoeffizienten führen. Über den Mechanismus der Teilchenvergrößerung kann keine endgültige Aussage gemacht werden, jedoch wird eine Oswaldt-Reifung nicht ausgeschlossen. Es wird ferner gezeigt, daß die beobachteten Effekte keinen Einfluß auf das Betriebsverhalten von Schnellbrüter-Brennstäben haben.

8. Literaturverzeichnis

- (1) A. Weckesser et al.: Bau- und Betriebserfahrungen mit Leichtwasserreaktoren in der BRD. Atomwirtschaft-Atomtechnik 17 (1972), S. 479
- (2) D.R. Miller: Thermal Stress Ratchet Mechanism in Pressure Vessels. Trans. ASME, Journal of Basic Engineering 81 (1959), S. 190
- (3) J. Bree: Incremental Growth Due to Creep and Plastic Yielding of Thin Tubes Subjected to Internal Pressure and Cyclic Thermal Stresses. Journal of Strain Analysis 3 (1968), S. 122
- (4) D. Brucklacher, W. Dienst: Experimental Results concerning the Mechanical Interaction between Oxide Fuel and Cladding. IAEA Symposium on Fuel and Fuel Elements for Fast Reactors, Brüssel (1973), Paper SM-173/31
- (5) INTERATOM, Interner Bericht (1971)
- (6) INTERATOM, Interne Notiz (1971)
- (7) S.S. Manson: Thermal Stresses and Thermal Shock. in J.E. Dorn: Mechanical Behavior of Materials at Elevated Temperatures. Mc. Graw-Hill Book Comp., New York (1961), S. 393
- (8) L.F. Coffin: A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stesses on a Ductile Material. Trans. ASME 76 (1954), S. 931
- (9) E.L. Robinson: Effect of Temperature Variation on the Creep Strength of Steels. Trans. ASME 60 (1938), S. 253
- (10) E.L. Robinson: Effect of Temperature Variation on the Long-Time Rupture Strength of Steels. Trans. ASME 74 (1952), S. 777
- (11) S. Taira: Lifetime of Structures Subjected to Varying Load and Temperature. 1st IUTAM-Symposium on Creep in Structures. Springer Verlag, Berlin (1962), S. 96
- (12) F.K.G. Odquist, J. Hult: Kriechfestigkeit metallischer Werkstoffe. Springer Verlag, Berlin (1962), S. 164
- (13) G.V. Smith, E.G. Houston: Experiments on the Effects of Temperature and Load Changes on Creep Rupture of Steels. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 67

- (14) J.E. Dorn: Some Fundamental Experiments on High Temperature Creep. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 3 (1954), S. 85
- (15) G.J. Guarnieri: The Creep-Rupture Properties of Aircraft Sheet Alloys Subjected to Intermittent Load and Temperature. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 105
- (16) R.H. Caughey, W.B. Hoyt: Effects of Cyclic Overloads on the Creep Rates and Rupture Life on Inconel at 1700 and 1800 F. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 79
- (17) J.P. Rowe, J.R. Freeman: Effect of Overheating on Creep-Rupture Properties of S-816 Alloy at 1500 °F. NACA TN 4081 (1957)
- (18) J.P. Rowe, J.W. Freeman: Effect of Overheating on Creep-Rupture Properties of HS-31 Alloy at 1500°F. NACA TN 4083 (1957)
- (19) P.N. Randall: Cumulative Damage in Creep-Rupture Tests of Carbon Steel. Trans. ASME, Journal of Basic Engineering (1962), S. 239
- (20) R. Montandon, F. Kirchner: Einfluß von Temperatur- und Spannungsschwankungen auf das Zeitstandverhalten des Stahls X8CrNiWTi 1713. Stahl und Eisen 86 (1966), S. 172
- (21) E.E. Baldwin: The Stress-Rupture Strength of Type 347 Stainless Steel Under Cyclic Temperature. Trans. ASME 78 (1956), S. 517
- (22) J. Miller: Effect of Temperature Cycling on the Rupture Strength of Some High-Temperature Alloys. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 53
- (23) R.P. Carreker, J.G. Leschen, J.D. Lubahn: Transient Plastic Deformation. Trans. AIME 180 (1949), S. 139
- (24) G.R. Brophy, D.E. Furman: The Cyclic Temperature Acceleration of Strain in Heat Resisting Alloys. Trans. ASME 30 (1942), S. 1115
- (25) F.B. Foley: Interpretation of Creep and Stress-Rupture Data. Metall Progress 51 (1947), S. 951
- (26) L.H. Toft, T. Broom: Exploratory Tests on the Effects of Temperature and Load Cycling on the Creep Resistance and Micro-Structure of Two Austenitic Steels. Joint Intern. Conf. on Creep, Inst. Mech. Eng., London (1963), S. 3
- (27) J.A. Fellows, E. Cook, H.S. Avery: Precision in Creep Testing. Trans. AIME 150 (1942), S. 358

- (28) H.S. Avery: Diskussion zu (24). Trans. ASME 30 (1942), S. 1130
- (29) H.S. Avery, N.A. Matthews: Cast Heat Resistant Alloys of the 16% Chromium-35% Nickel Type. Trans. ASME 38 (1947), S. 957
- (30) R.P. Murro, A.M. Freudenthal: Creep Behavior of an Aluminium Alloy Under Transient Temperatures. Nuclear Engineering and Design 5 (1967), S. 405
- (31) G.A. Webster, C.P. Sullivan: Some Effects of Temperature Cycling on the Creep Behavior of a Nickel-Base Alloy. Journal of the Institute of Metals 95 (1967), S. 138
- (32) G.A. Webster, B.J. Pearcey: The Effect of Load and Temperature Cycling on the Creep Behavior of a Nickel-Base Alloy. Trans. ASME 59 (1966), S. 847
- (33) J.E. Dorn, L.W. Shepard: What We Need to Know about Creep. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 3
- (34) N.H.G. Daniels, H.B. Masuda, J.E. Dorn: The Creep Properties of Metals under Intermittent Stressing and Heating Conditions: Part 5 Further Creep Results on Alclad 7075-T6 Aluminium Alloy and Consideration of Analytical Procedures. WADC Technical Report 53-336, ASTIA AD 101706 (1956)
- (35) H. Riege: Das Formänderungsverhalten von Nickel und Nimonic 80A unter mechanischer Zugbeanspruchung und zeitlich konstanten oder veränderlichen Temperaturen. Dissertation TH München (1967)
- (36) T. Nishihara, S. Taira, K. Tanaka, M. Ohnami: Creep of Low Carbon Steel Under Varying Temperature. Proceedings 1st Japan Congress on Testing Materials (1958), S. 48
- (37) S. Taira, M. Ohnami, S. Sugioka: Creep Under Stepwise Temperature Cycling. Bulletin of JSME 5 (1962), S. 6
- (38) H.L. Eiselstein, E.N. Skinner: The Effect of Composition on the Scaling of Iron-Chromium-Nickel Alloys Subjected to Cycle Temperature Conditions. ASTM-Stp. 165 (1954), S. 162
- (39) L. Schmidt: Breeder Fuel Rod Can Testing - a Novel Measurement and Control System. Nuclear Engineering International (Jan. 1972), S.41

- (40) L. Schmidt: Bestrahlungseinrichtung für Hüllrohrproben unter thermischer und mechanischer Wechselbeanspruchung. In KFK-1985 (1974)S.12
- (41) M. Guyette: CRASH, a Computer Programme for the Analysis of Creep and Plasticity in Fuel Pin Sheaths. KFK-1050 (1969)
- (42) G. Lamé: Lecons sur la Théorie Mathématique de l'Elasticité des Corps Solides. Bachelier, Paris (1852), S. 188
- (43) R.W. Bailey: The Utilization of Creep Data in Engineering Design. Proc. Instn. Mech. Engrs. 131 (1935), S. 131
- (44) R.W. Bailey: Creep Relationships and their Application to Pipes, Tubes, and Cylindrical Parts under Internal Pressure. Proc. Instn. Mech. Engrs. 164 (1951), S. 425
- (45) A.E. Johnson, J. Henderson, B. Kahn: Behavior of Metallic Thick-Walled Cylindrical Vessels or Tubes Subjected to High Internal or External Pressures at Elevated Temperatures. Proc. Instn. Mech. Engrs. 175 (1961), S. 1043
- (46) D.L. Mariott, F.A. Leckie: Some Observations on the Deflections of Structures During Creep. Proc. Instn. Mech. Engrs. 178 (1963-64), S. 115
- (47) J. Fairbairn, W.W. Mackie: A Simple Method of Obtaining Creep Rates of a Thick-Walled Cylinder Under Internal Pressure. Journal Mechanical Engineering Science 10 (1968), S. 286
- (48) C.R. Soderberg: Interpretation of Creep Tests on Tubes. Tans. ASME 63 (1941), S. 737
- (49) F.H. Norton, C.R. Soderberg: Report on Tubular Creep Tests. Trans. ASME 64 (1942), S. 769
- (50) F.P.J. Rimrott: Creep of Thick-Walled Tubes Under Internal Pressure Considering Large Strains. Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics (1959), S. 271
- (51) F.K.G. Odquist, J. Hult: Kriechfestigkeit metallischer Werkstoffe. Springer Verlag, Berlin (1962), S. 238
- (52) W.J. Skelton, B. Crossland: Correlation of Tension and Thick-Walled Cylinder Creep Based on Experimental Data. Proc. Instn. Mech. Engrs. 182 (1967-68), S. 159

- (53) G.H. Rowe, J.R. Stewart, K.N. Burgess: Capped-End, Thin Wall Tube Creep-Rupture Behavior for Type 316 Stainless Steel. *Trans. ASME, Journal of Basic Engineering* (1963), S. 71
- (54) C.R. Kennedy, W.O. Harms, D.A. Douglas: Multiaxial Creep Studies on Inconel at 1500 F. *Trans. ASME, Journal of Basic Engineering* (1959), S. 599
- (55) L.F. Kooistra, R.U. Blaser, J.T. Tucker: High-Temperature Stress-Rupture Testing of Tubular Specimens. *Trans. ASME* 74(1952), S.783
- (56) S. Taira, R. Ohtani: Creep Rupture of Internally Pressurized Cylinders at Elevated Temperatures. *Bull. JSME* 11 (1968), S. 593
- (57) I. Finnie, M.M. Abo El Ata: On the Prediction of Creep Rupture Life of Components under Multiaxial Stress. 2nd IUTAM Symposium on Creep in Structures, Gothenburg/Sweden (1970), Paper 5
- (58) S. Timoshenko: *Strength of Materials, part 2. Advanced Theory and Problems*. 3rd edition, van Nostrand, New York (1963), S. 455
- (59) F. Polifka, L. Schäfer, H. Kempe: Das Zeitstandverhalten von Rohren aus austenitischen Stählen und Nickelbasislegierungen bei Belastung durch Innendruck. KFK-1882 (1973)
- (60) H. Braun, INTERATOM, Interne Notiz (1973)
- (61) H.E. Evans, K.R. Williams: A Physical Basis for Primary Recovery Creep. *Philosophical Magazine* 25 (1972), S. 1399
- (62) F. Garofalo, L. Zwell, A.S. Keh, S. Weissman: Substructure Formation in Iron during Creep at 600°C: *Acta Metallurgica* 9 (1961).S.721
- (63) C. R. Barret, W.D. Nix, O.D. Scherby: The Influence of Strain and Grain Size on the Creep Substructure of Fe₃Si. *Trans. Am. Soc. Metals* 59 (1966), S.3
- (64) A. Wirths: Unveröffentlichte Notiz (1972)
- (65) P.W. Davies, K.R. Williams: Recovery Measurements during Tertiary Creep of α -Iron. *Acta Metallurgica* 17 (1969), S. 897
- (66) K.D. Closs: Unveröffentlichte Notiz (1973)
- (67) F. Garofalo, W.F. Domis, R.W. Whitmore, F. von Gemmingen: Creep and Creep Rupture Relationships in an Austenitic Stainless Steel. *Trans. Met. Soc. AIME* 221 (1961), S. 310

- (68) H. Böhm, M. Schirra, R. Solano, R. Garcia: Das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung X8 CrNiMoNb 1616 in verschiedenen Vorbehandlungszuständen. KFK-1512 (1971)
- (69) L.J. Cuddy: Internal Stresses and Structures Developed During Creep. Metallurgical Transactions 1 (1970), S. 395
- (70) C.J. Smithells: Metals Reference Book, Vol. II, Third Edition. Butterworths, London (1962), S. 593
- (71) P.W. Davies, W.J. Evans, K.R. Williams, B. Wilshire: An Equation to Represent Strain/Time Relationships During High Temperature Creep. Scripta Metallurgica 3 (1969), S. 671
- (72) F.C. Monkman, N.J. Grant: An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests. Proc. ASTM Vol. 56 (1956), S. 593
- (73) K. Bungardt, G. Lennartz: Einfluß des Stabilisierungsgrades auf Ausscheidungen und interkristalline Korrosion bei einem hochwarmfesten niobstabilisierten Stahl mit 16% Cr, 13% Ni, Mo und V. Archiv für das Eisenhüttenwesen 30 (1959), S. 23
- (74) W.E. Stumpf: Room Temperature Tensile Properties and Microstructures of Steel X8 CrNiMoVNb 1613 (4988), Incoloy 800 and Inconel 718 after ageing at 600 to 800°C. KFK-1318 (1970), S. 3
- (75) H.R. Kautz, H.F. Klärner, E. Schmidtman: Einfluß von Wärmebehandlung und Warmformgebung auf das Ausscheidungsverhalten und die Zeitstandfestigkeit des Stahls X8 CrNiMoVNb 1613. Archiv f. d. Eisenhüttenwesen 36 (1965), S. 571
- (76) W. Koch, A. Schrader, A. Krisch, H. Rohde: Änderungen im Gefüge austenitischer Stähle bei Zeitstandversuchen. Stahl und Eisen 78 (1958), S. 1251
- (77) R. Lagneborg: Dislocation Mechanisms in Creep. International Metallurgical Reviews 17 (1972), S. 130
- (78) D. Uelze, B. Ilchner: Der Einfluß überlagerter Verformung auf die Ausscheidung von ϵ -Phase in einer Eisen-Molybdän-Legierung. Zeitschrift für Metallkunde 60 (1969), S. 38

- (79) B. Russel, R.K. Ham, J.M. Silcock, G. Willoughby: Creep Mechanisms in Niobium-Stabilized Austenitic Steels. Metal Science Journal 2 (1968), S. 201
- (80) J.T. Barnby: Effect of Strain Aging on Creep of an AISI 316 Austenitic Stainless Steel. Journal of the Iron and Steel Institute (1966), S. 23
- (81) J.W. Freeman, C.L. Corey: Microstructure and Creep. In: Creep and Fracture of Metals at High Temperature. HMSO London (1956), S. 157
- (82) T. Mukherjee, C.M. Sellars: Influence of Concurrent Deformation on Coarsening of Carbides. Monograph and Report Series. (Institute of Metals) 33 (1969), S. 122
- (83) K.D. Closs, L. Schäfer: Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüllrohrproben mit und ohne Bestrahlung. Proceedings Intern. Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, Karlsruhe (1970), S. 675
- (84) B. Ilchner: Hochtemperaturplastizität. Springer-Verlag Berlin (1973), S. 160
- (85) J. Friedel: Dislocations. Pergamon Press, London (1964), S. 291
- (86) T. Mukherjee, W.E. Stumpf, C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart: Kinetics of Coarsening of Carbides in Chromium Steels at 700°C. Journal of the Iron and Steel Institute 207 (1969), S. 621
- (87) H. Kreye: Einfluß von Versetzungen auf die Umlösung von Teilchen. Zeitschrift für Metallkunde 61 (1970), S. 108
- (88) A. Goldsmith, T.E. Watermann, H.J. Hirschhorn: Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials Vol. IV, Pergamon Press, New York (1962), S. 195

9. Zusammenstellung der verwendeten Symbole

A,B,C	Konstanten
d	Durchmesser
E	Lebensanteil
E ^x	Dehnungsanteil
k	Kriechparameter
K	Konstante
m	Zeitexponent
n	Spannungsexponent
p	Innendruck
Q	Aktivierungsenergie
r	Radius
R	Gaskonstante
s	Wandstärke
t	Zeit
t _B	Standzeit
T	Temperatur
VS	Versuch Nr.
X1	Gesamtdehnbetrag im Primärbereich
X2	Zeitkonstante des Primärkriechens
X3	Sekundäre Kriechgeschwindigkeit
X4	Kriechparameter für das Tertiärkriechen
X5	Zeitkonstante des Tertiärkriechens
α	linearer Wärmeausdehnungskoeffizient
β	Konstante
δ	Bruchdehnung
ε	Dehnung

$\dot{\epsilon}$	Kriechgeschwindigkeit
σ	Spannung

Indizes

a	auf Außenwand bezogen
ax	axial
g	Gas
i	auf Innenwand bezogen
m	auf Wandmitte bezogen
max	maximal
min	minimal
o	auf Zeit $t = 0$ bezogen
pr	im Primärbereich
r	radial
s	auf Skelettpunkt bezogen
sek	im Sekundärbereich
t	tangential
tert	im Tertiärbereich
th	thermisch
v	Vergleichs-
z	Zyklus-

10. Tabellen und Abbildungen















	Stelle der max. Stableistung	Stelle der max. Temperatur
Stableistung (W/cm)	560	280
Therm. Spannungen (kp/mm ²)	± 13,0	± 6,5
Temperatur (°C)	500	700
Streckgrenze (kp/mm ²)	23 ⁺	19 ⁺

⁺ lösungsgeglühter Werkstoff

Tab. 1 Betriebsverhältnisse für einen SNR-Brennstab mit einem Außendurchmesser von 6 mm und einer Wandstärke von 0,38 mm.

Analytische Methode	Werkstoff	Versuchsbedingungen					Übereinstimmung mit anal. Methode?	Begründung	Autoren
		T ₁ (°C)	T ₂ (°C)	Temperaturverlauf	Zyklusdauer	max. Standzeit			
life-fraction rule	18/10 CrNiTi	649	RT	aussetzend	2 h	500 h	leichte Abnahme t _B	therm.Spannungen	Guarnieri (15)
	18/10 CrNiTi	732	RT			400 h	starke Abnahme t _B	therm.Spannungen	
	Ni-Legierung	732	RT			850 h	-	-	
	Ni-Legierung	816	RT			400 h	-	-	
	Ni-Legierung	925	980	Exkursionen	-	1400 h	Abnahme t _B	therm.Spannungen ?	Caughey u. Hoyt (16)
	Co-Legierungen	816	899	Exkursionen	-	1330 h	ja	-	Rowe u. Freeman (17,18)
		816	982			1210 h	ja	-	
		816	1038			850 h	Abnahme t _B	} Strukturänderung.	
		816	1093			360 h	Abnahme t _B		
	C-Stahl	482; 538; 593		2 Temp.änderungen	-	2000 h	ja	-	Randall (19)
	17/13 CrNiTi	650; 675; 700		2 Temp.änderungen	-	2500 h	ja	-	Montandon u. Kirchner (20)
	18/10 CrNiNb	213	538		12 h	690 h	Abnahme t _B	Übergangseffekte oder kein exaktes Temperaturprofil	Baldwin (21)
		241	649			1150 h	ja		
454		630	8 h			1600 h	ja		
370		701	7,4 h			800 h	Zunahme t _B		
521		658	6 h			130 h	Abnahme t _B		
Ni-Legierung + Co-Legierung	815	900		0,3 bis 24 h	99 h	ja	-	Miller (22)	
	815	1000			0,3 bis 24 h	192 h	ja		-
15/25 CrNiMo	650	700		6 bis 96 h	576 h	Abnahme t _B	therm.Spannungen ?		
Ni-Legierung + Co-Legierung	815 ± 14 bis 83			0,5 bis 1 h	162 h	nur bei kleinem ΔT	Übergangseffekte oder		
15/25 CrNiMo	650 ± 16 bis 111			0,2 bis 0,6 h	105 h	nur bei großem ΔT	oder		
15/25 CrNi	650 ± 16 bis 111			0,2 bis 0,6 h	138 h	Abnahme t _B	Strukturänderungen		
äquivalente Temperatur (11)	18/12 CrNi	600	700		2 h	800 h	Zunahme t _B		Strukturänderungen

Tab. 2 Untersuchungen zur Zeitstandfestigkeit bei wechselnden Temperaturen

Analytische Methode	Werkstoff	Versuchsbedingungen					Übereinstimmung mit anal. Methode?	Begründung	Autoren
		T ₁ (°C)	T ₂ (°C)	Temperaturverlauf	Zyklusdauer	max. Standzeit			
allgemeine Untersuchungen	Ni-Legierung	925	982	Exkursionen	-	1400 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$	therm. Spannungen	Caughey u. Hoyt (16)
	18/18 CrNi + 25/20 CrNi	982	870	mehrere Temp.erniedrigungen	-	600 h	starke Zunahme $\dot{\epsilon}$	therm. Spannungen	Brophy u. Furman (24)
	-	816	RT	aussetzend	einige h	1300 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$	Übergangseffekte	Foley (25)
	16/10 CrNi	600	480		24 h	1100 h	ja	-	Toft u. Broom (26)
	16/10 CrNiNb	600	480		24 h	800 h	Abnahme $\dot{\epsilon}$	Strukturänderungen	
	26/12 CrNi 30/12 CrNi 26/12 CrNi 35/16 CrNi	982 ± 5,5 982 982 982	RT RT RT RT	 1x aussetzend 10' aussetzend aussetzend	7 min - 48 h 48 h	220 h 1400 h 1008 h 1008 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$ Zunahme $\dot{\epsilon}$ starke Zunahme $\dot{\epsilon}$	Strukturänderungen	Fellows et al. (27) Avery u. Matthews (28,29)
strain hardening	Al-Legierung	190	150	1 Temp.änderung	-	14 h	ja	-	Murro u. Freudenthal (30)
strain hardening	C-Stahl	450 450	475 420	2 Temp.änderungen	-	80 h	ja	-	Nishihara et al. (36)
strain-, time hardening life-fraction life-fraction	Ni-Legierung	895	920		0,5 bis 8 h	50 h	Abnahme $\dot{\epsilon}$	Strukturänderungen	Webster u. Sullivan (31)
	Ni-Legierung	982	1038		6 bis 12 h	360 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$	Strukturänderungen	Webster u. Pearcey (32)
life-fraction	17/13 CrNiTi	650; 675; 700		2 Temp.änderungen	-	2500 h	ja	-	Montandon u. Kirchner (20)
Smith u. Houston (13)	18/8 CrNiTi	594 ± 28			2 h		ja	-	Smith u. Houston (13)
	18/8 CrNi	704 ± 28			2 h		leichte Zunahme $\dot{\epsilon}$	Strukturänderungen	
	18/8 CrNi	815 ± 28			2 h		starke Zunahme $\dot{\epsilon}$		
Dorn (14)	Al-Legierung	316	288		2 h	300 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$	Struktur	Daniels et al. (34)
	Ni-Legierung	700 bis 870	350 bis 700		20 bis 70 s	200 h	Zunahme $\dot{\epsilon}$	mikroskop. therm. Spannungen	Riege (35)
äquivalente Temperatur (11)	C-Stahl	450 450	475 300		24 h	150 h	ja	-	Taira et al. (37)
	Cr-Stahl	500 500	550 400		24 h	100 h	ja	-	
	18/10 CrNi	650 650	700 600		24 h	120 h	ja	-	Taira (11)
	18/12 CrNi	575	675		2 h	1000 h	ja	-	

Tab. 3 Untersuchungen zum Kriechverhalten bei wechselnden Temperaturen

Werkstoff	Gewichts-%										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	N ₂	B
1.4988	0,05	0,64	1,30	16,3	13,7	1,37	0,76	0,64	-	0,09	<1 ppm
AISI 316	0,05	0,48	1,81	16,9	13,3	2,34	-	-	0,01	0,01	n.b.

n.b. = nicht bestimmt

Tab. 4 Chemische Analyse der untersuchten Werkstoffe

		σ_t/p	σ_a/p	σ_r/p	σ_v/p (Mohr)	σ_v/p (Mises)
Lamé (42)	$r = r_s$	6,89	3,20	-0,48	7,37	6,38
	$r = r_m$	6,88	3,21	-0,45	7,33	6,35
Bailey (43)	$r = r_s$	6,89	3,20	-0,48	7,37	6,38
	$r = r_m$	6,90	3,21	-0,48	7,38	6,39
nach Gl. (6) bzw. (7)	$r = r_m$	-	-	-	7,39	6,40

Tab. 5 Vergleich der Hauptspannungen und Vergleichsspannungen am Skelettpunkt r_s und Wandmitte r_m nach Lamé [42] und Bailey [43] für einen Spannungsexponenten $n_m = 6$ bei einem Rohr mit 6 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Wandstärke.

Versuch Nr.	T (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _B (h)	δ_{ta} (%)
39	650	300	19,3	352	4,7
41	650	300	19,3	306	5,3
64	675	240	15,4	522	6,2
56	675	220	14,1	878	5,5
61	675	220	14,1	760	5,2
23	700	240	15,4	95	4,0
25	700	240	15,4	163	5,3
26	700	240	15,4	135	7,6
21	700	220	14,1	252	5,5
22	700	220	14,1	216	4,1
31	700	220	14,1	300	5,5
32	700	200	12,8	305	3,8
33	700	200	12,8	325	9,2
37	700	200	12,8	352	6,5
45	700	180	11,5	427	5,5
57	700	180	11,5	558	5,4

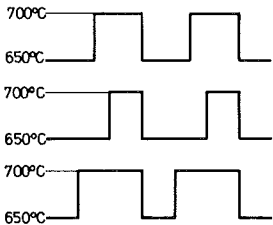

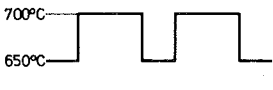
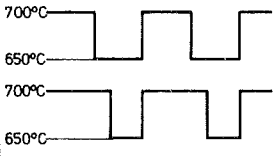
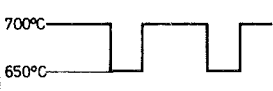
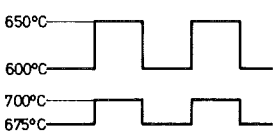

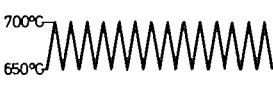


Tab. 6 Eigene Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten unter Innendruck bei konstanter Temperatur.

T (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _{max} (h)	$\epsilon_{ta \max}$ (%)
650	253 ⁺	16,3	1550	2,9
675	165	10,6	1014	0,8
700	165	10,6	730	2,7
	140	9,0	1757	5,5
	112	7,2	2500	1,2
	93	6,0	5000	1,4

⁺ nur ein Versuch

Tab. 7 Ergänzende Literaturwerte (60) zum Kriechverhalten unter Innendruck bei konstanter Temperatur (Mittelwerte aus drei bis acht Versuchen).

T (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _B (h)	δ_{ta} (%)	Autoren
650	360	23,1	51	5,2	(59)
650	340	21,8	85	5,5	
650	300	19,3	386	4,3	
650	250	16,1	950	7,0	
650	230	14,8	2132	5,4	
700	270	17,3	44	8,2	(59)
700	260	16,7	68	7,5	
700	250	16,0	61	6,3	
700	220	14,1	190	8,3	
700	200	12,8	270	6,3	
700	170	10,9	580	3,8	
700	150	9,6	928	7,8	
700	130	8,3	1474	13,8	
650	370	23,8	73-82	3,3-5,8	(60)
650	260	16,7	890-1880	2,3-7,6	
700	260	16,7	72-108	9,0-11,0	(60)
700	165	10,6	823-934	4,8-6,5	
700	140	9,0	1757	8,5	

Temperaturprofil	Tabelle	Abbildung
	10	29-32
		35
		34
	11	36-37
		38
	12	39
		40
	13	42
		43
		44

Tab. 8 Ergänzende Literatur zum Zeitstandverhalten unter Innendruck bei konstanter Temperatur.

Tab. 9 Überblick über die Versuche bei wechselnden Temperaturen.

Versuch Nr.	T max. (°C)	T min. (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _A (min)	t _H max (min)	t _H min (min)	t _B (h)	δ_{ta} (%)
27	700	650	240	15,4	10	710	710	160	6,3
29	700	650	240	15,4	10	710	710	92	2,3
30	700	650	240	15,4	10	710	710	138	5,3
35	700	650	220	14,1	10	710	710	300	5,9
36	700	650	220	14,1	10	710	710	355	6,8
38	700	650	220	14,1	10	710	710	190	5,0
42	700	650	200	12,8	10	710	710	380	6,4
43	700	650	200	12,8	10	710	710	463	5,0
44	700	650	200	12,8	10	710	710	622	5,9
50	700	650	200	12,8	10	710	710	407	5,1
63	700	650	180	11,5	10	710	710	1020	5,6
52	700	650	200	12,8	10	950	470	211	1,2
53	700	650	200	12,8	10	950	470	352	6,2
54	700	650	200	12,8	10	470	950	522	2,1
58	700	650	200	12,8	10	470	950	1083	6,0

Tab. 10 Temperaturzyklierungen zwischen 650 und 700°C.
Starttemperatur 650°C, rechteckiges Temperaturprofil.

Versuch Nr.	T max (°C)	T min (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _A (min)	t _H max (min)	t _H min (min)	t _B (h)	δ_{ta} (%)
5	700	650	220	14,1	10	710	710	250	3,5
8	700	650	220	14,1	10	710	710	262	6,0
13	700	650	220	14,1	10	710	710	221	6,6
65	700	650	200	12,8	10	710	710	413	6,2
66	700	650	200	12,8	10	710	710	464	4,4
16	700	650	220	14,1	10	950	470	267	5,0
17	700	650	220	14,1	10	950	470	295	6,4

Tab. 11 Temperaturzyklierungen zwischen 650 und 700°C.
Starttemperatur 700°C, rechteckiges Temperaturprofil.

Versuch Nr.	T max (°C)	T min (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _A (min)	t _H max (min)	t _H min (min)	t _B (h)	δ_{ta} (%)
40	650	600	300	19,3	10	710	710	392	3,0
47	650	600	300	19,3	10	710	710	469	5,5
71	650	600	300	19,3	10	710	710	579	4,6
60	700	675	200	12,8	10	710	710	957	5,2
62	700	675	200	12,8	10	710	710	997	5,6

Tab. 12 Temperaturzyklierungen zwischen 675 und 700°C bzw. zwischen 600 und 650°C. Start bei T_{min}, rechteckiges Temperaturprofil.

Versuch Nr.	T max (°C)	T min (°C)	p (at)	σ (kp/mm ²)	t _A (min)	t _H max (min)	t _H min (min)	t _B (h)	δ_{ta} (%)
80	700	650	200	12,8	119	1	1	1199	6,2
83	700	650	200	12,8	119	1	1	718	3,3
86	700	650	200	12,8	119	1	1	894	5,6
68	700	675	200	12,8	119	1	1	835	5,5
72	700	675	200	12,8	119	1	1	664	6,5
76	700	675	200	12,8	29	1	1	1010	8,5
79	700	675	200	12,8	29	1	1	806	5,1

Tab. 13 Temperaturzyklierungen zwischen 650 und 700°C bzw. zwischen 675 und 700°C. Start bei T_{min}, sägezahnförmiges Temperaturprofil.

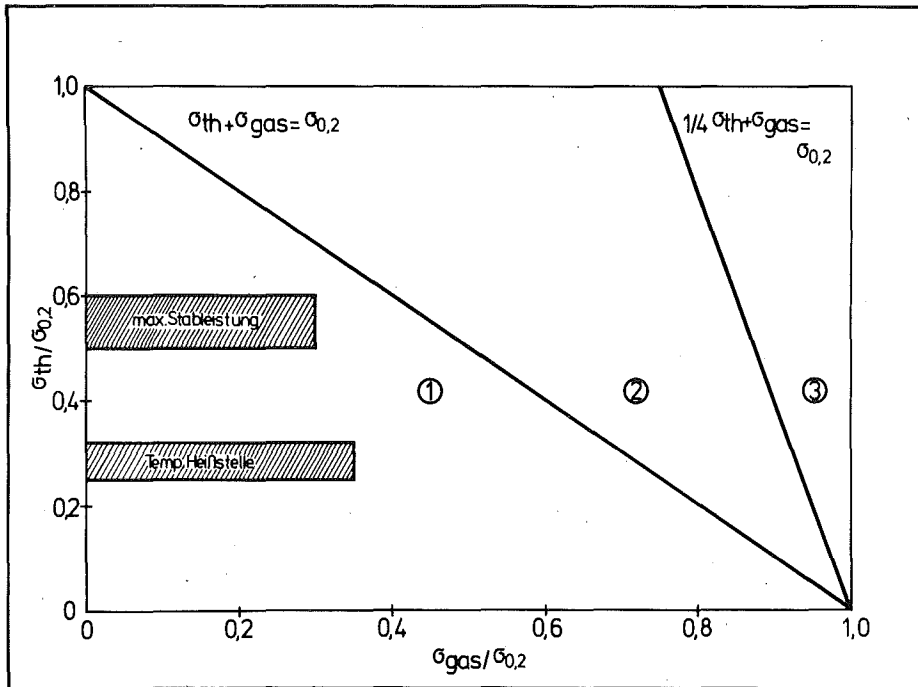


Abb. 1 Beanspruchung des SNR Hüllrohres durch Spaltgasdruck und thermische Spannungen an den Stellen der maximalen Stableistung und der maximalen Temperatur.

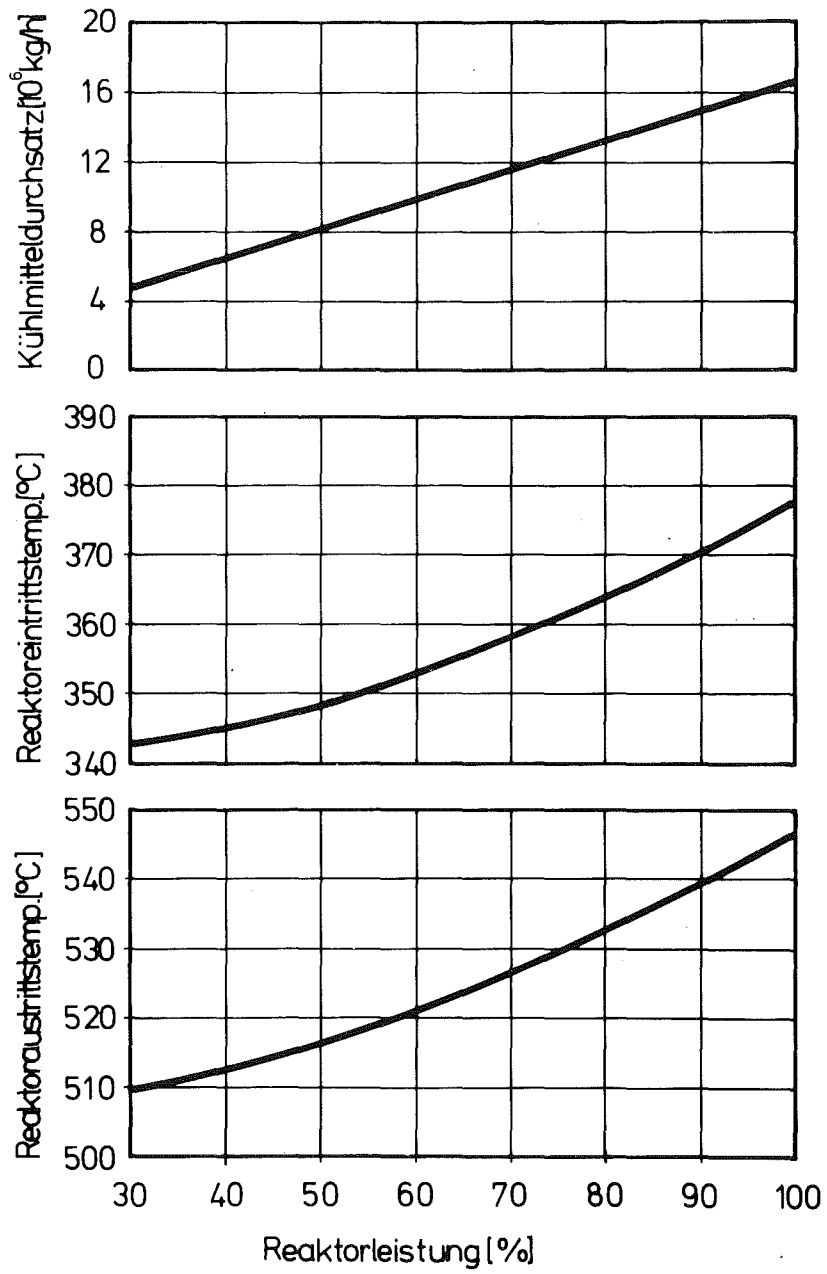


Abb. 2 Das Teillastverhalten des SNR (5)

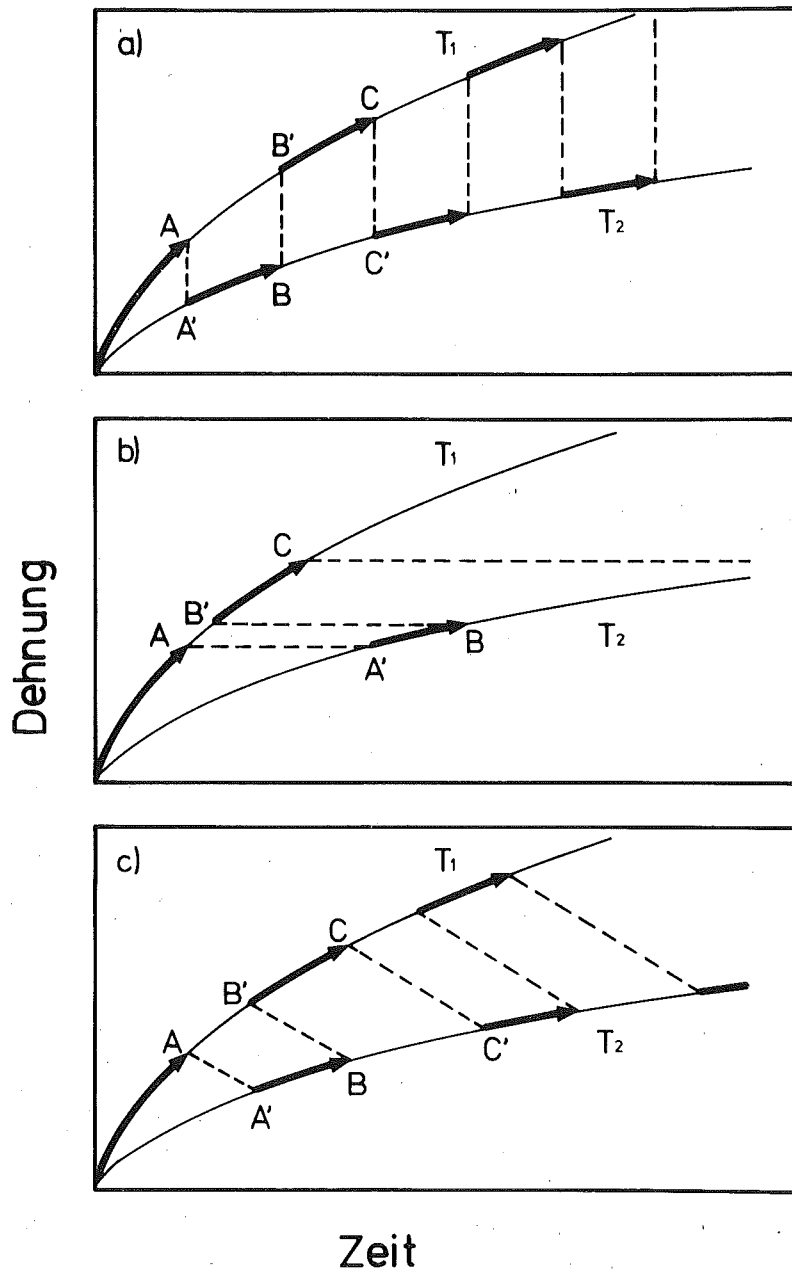
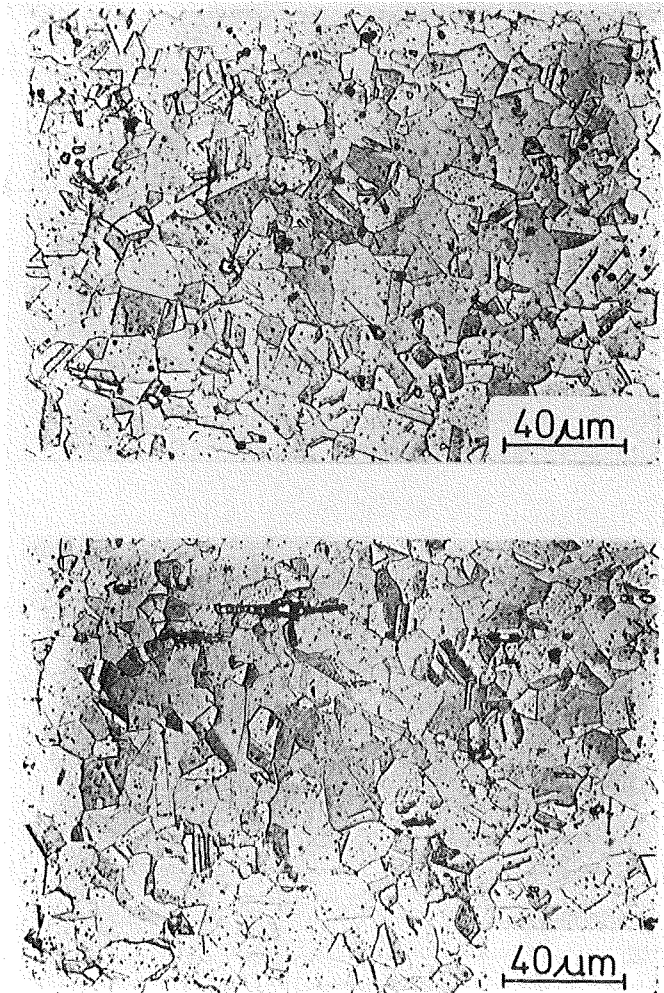


Abb. 3 Berechnung von Kriechkurven bei wechselnden Temperaturen:
a) Zeitverfestigung, b) Dehnungsverfestigung, c) Life-
bzw. Strain-Fraction



quer

längs

Abb. 4 Metallographische Aufnahmen der Rohre aus dem
Werkstoff Nr. 1.4988 im Anlieferungszustand

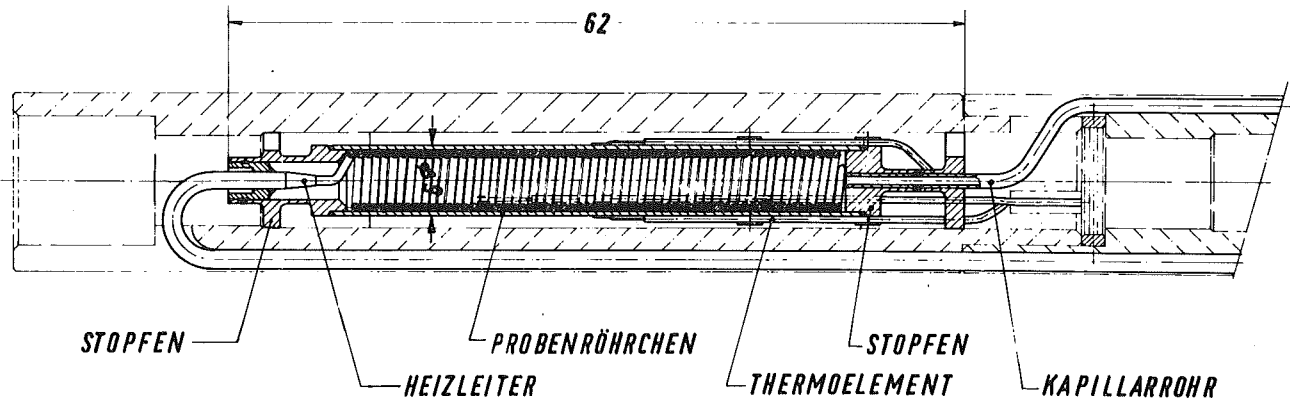


Abb. 5 Längsschnitt durch einen Prüfling (39)

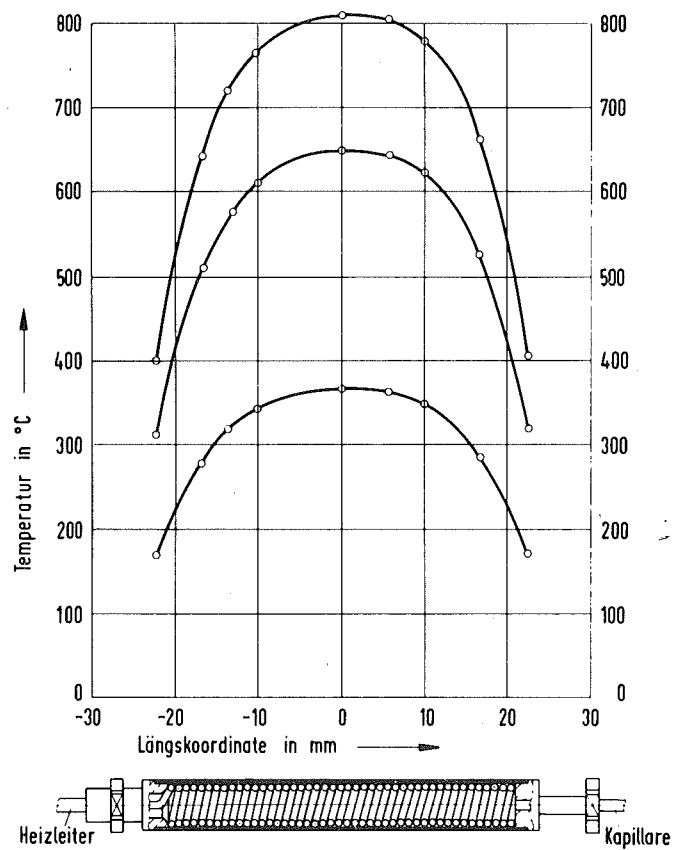


Abb. 6 Axiales Temperaturprofil über den Prüfling (40)

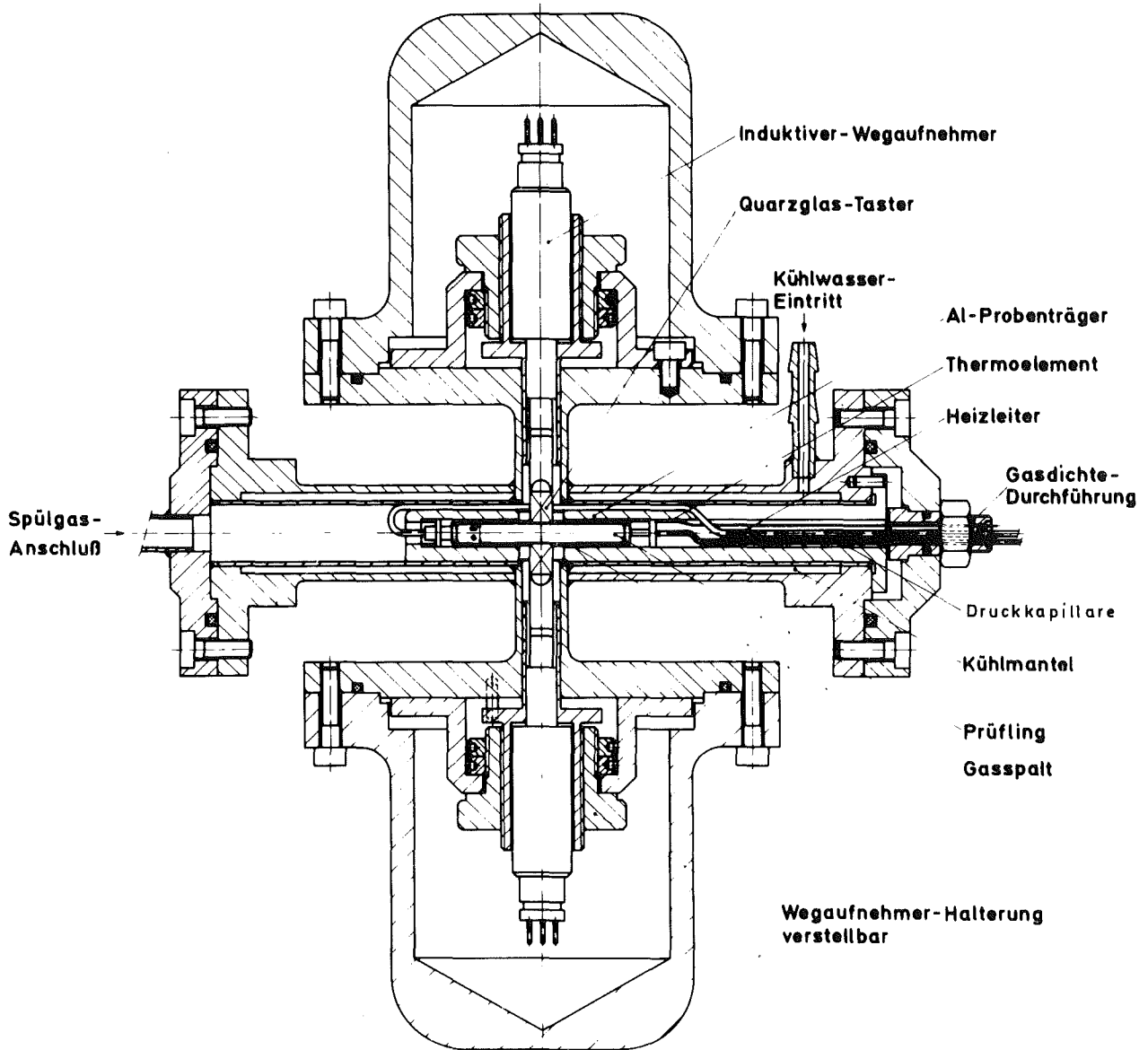


Abb. 7 Schnitt durch die Kriechapparatur (40)

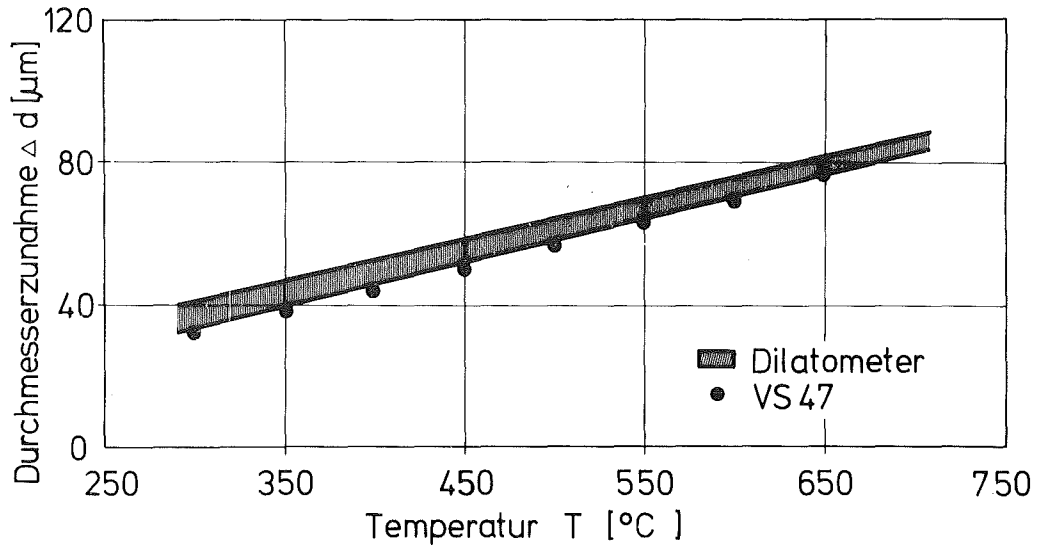
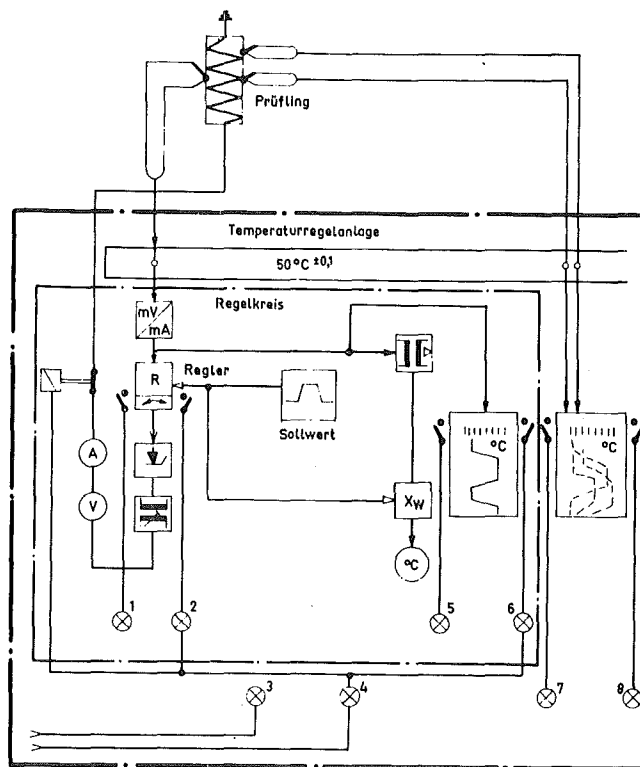


Abb. 8 Thermische Ausdehnung des Prüflings Nr. 47



- ⊗ Alarm
- 1 Sollwertverringerung
 - 2 Sollwertvergrößerung
 - 3 Stromversorgung abgeschaltet
 - 4 Reaktor Leistung abgeschaltet
 - 5 Thermoelement-Fehler } Regelung Thermoelement
 - 6 Temperatur angestiegen }
 - 7 Thermoelement-Fehler } Zweit- und Dritt- Thermoelemente
 - 8 Temperatur angestiegen }

Abb. 9 Temperaturregelkreis (39)

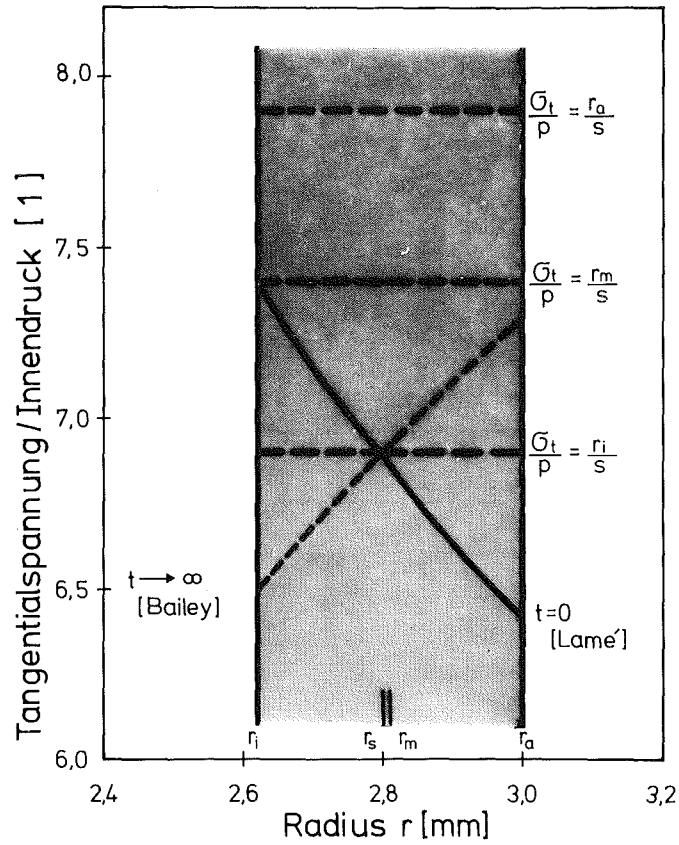


Abb. 10 Spannungsverhältnisse in einem Rohr unter Innendruck (Außendurchmesser 6 mm, Wandstärke 0,38 mm)

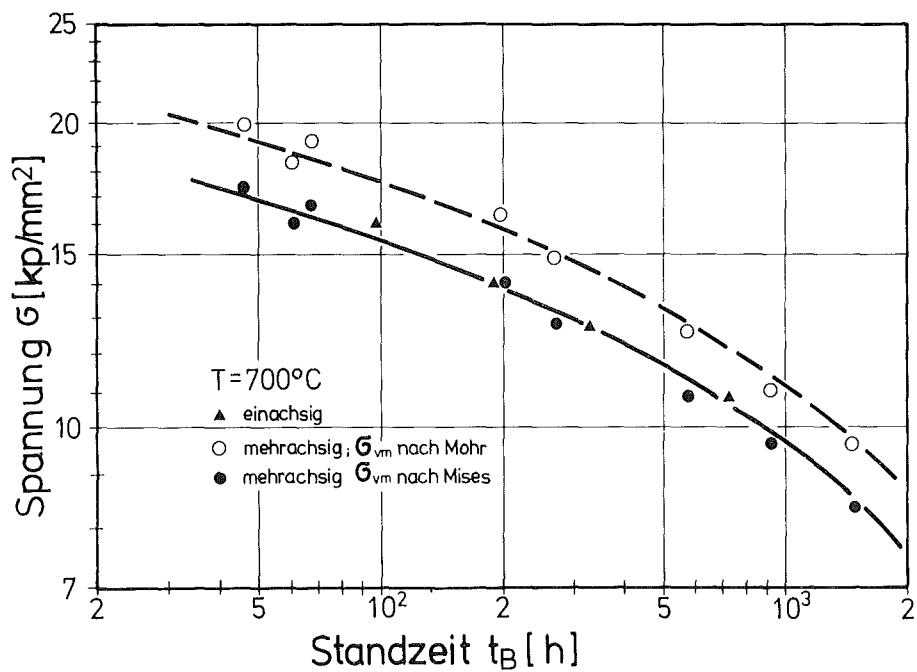


Abb. 11 Zeitstandfestigkeit von Rohrproben aus dem Werkstoff Nr. 1.4988 im einachsigen und mehrachsigen (59) Versuch

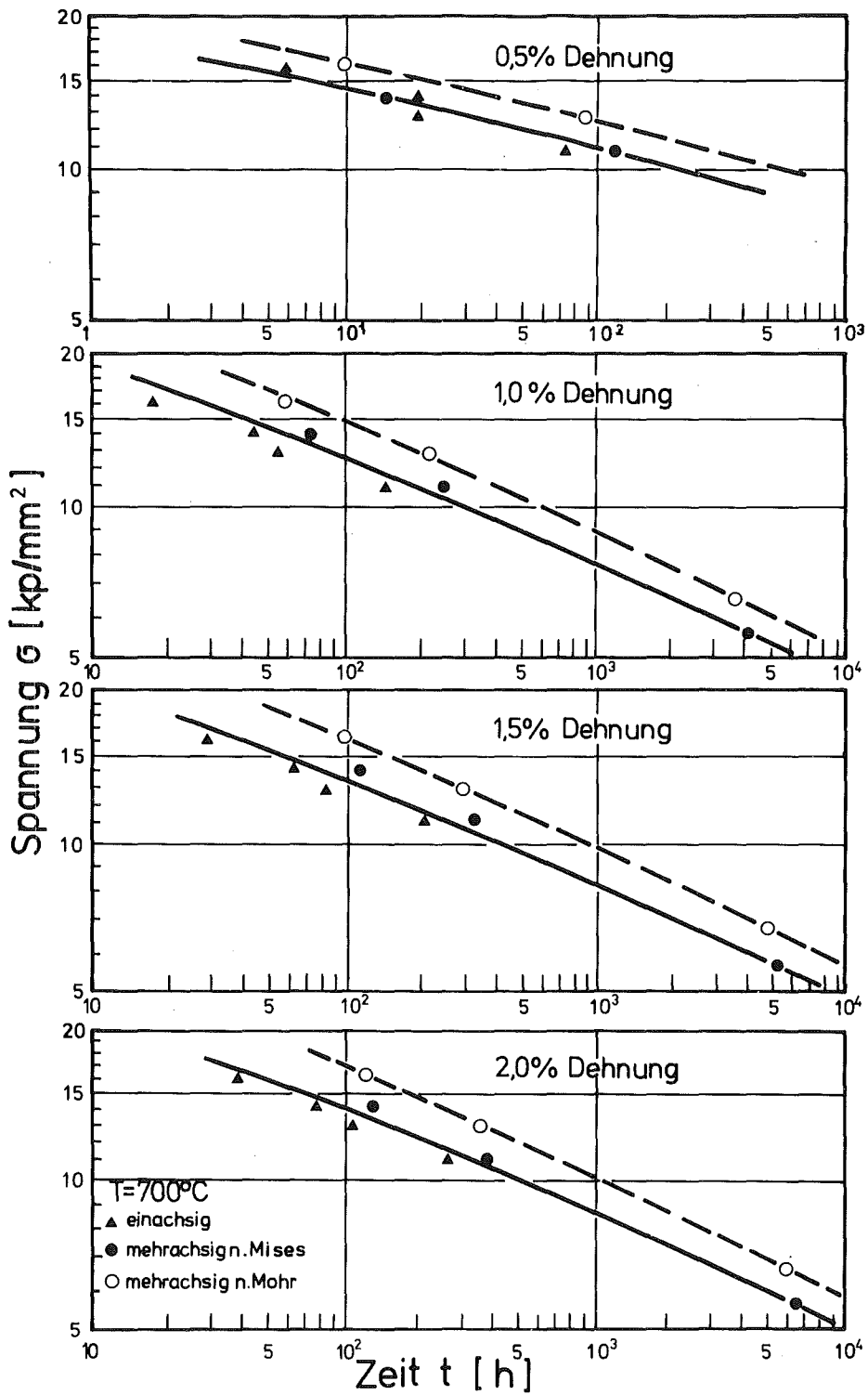


Abb. 12 Das Kriechverhalten von Rohrproben aus dem Werkstoff Nr. 1.4988 im einachsigen und mehrachsigen (60) Versuch

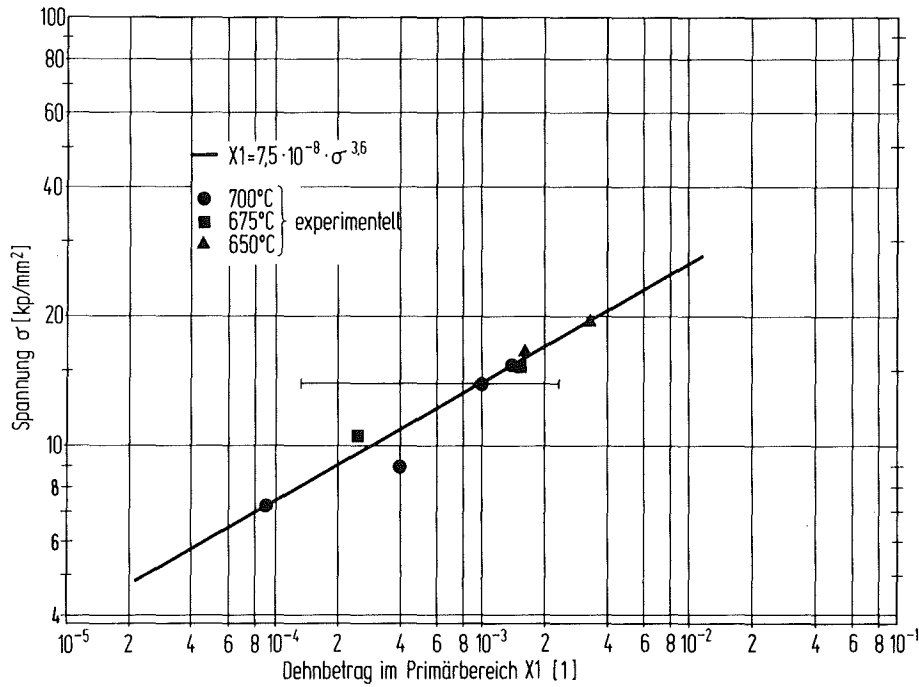


Abb. 13 Spannungsabhängigkeit des Gesamtdehnbetrages im Primärbereich X1

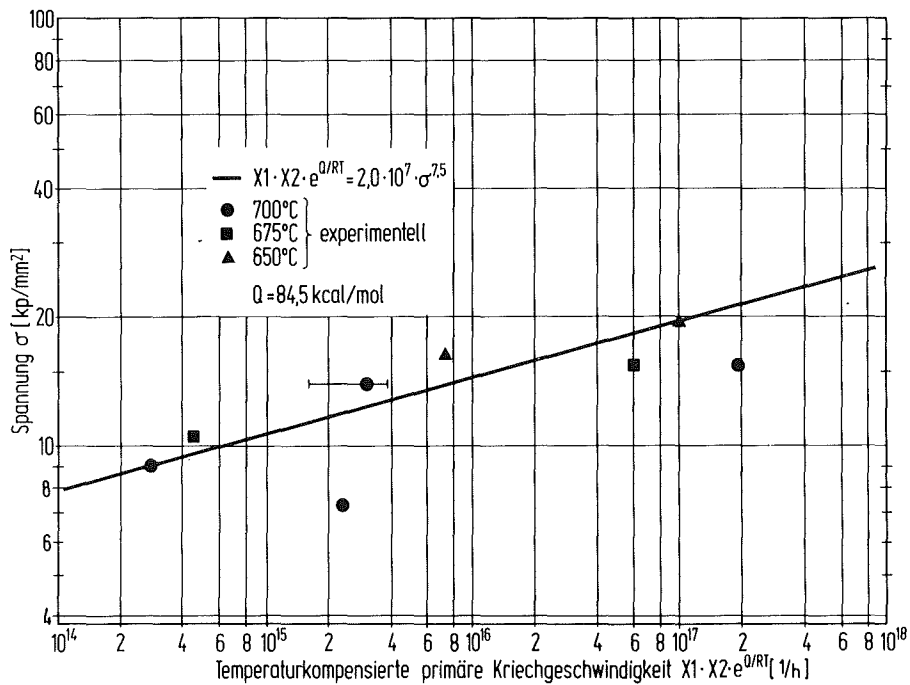


Abb. 14 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der primären Kriechgeschwindigkeit $X1 \cdot X2$

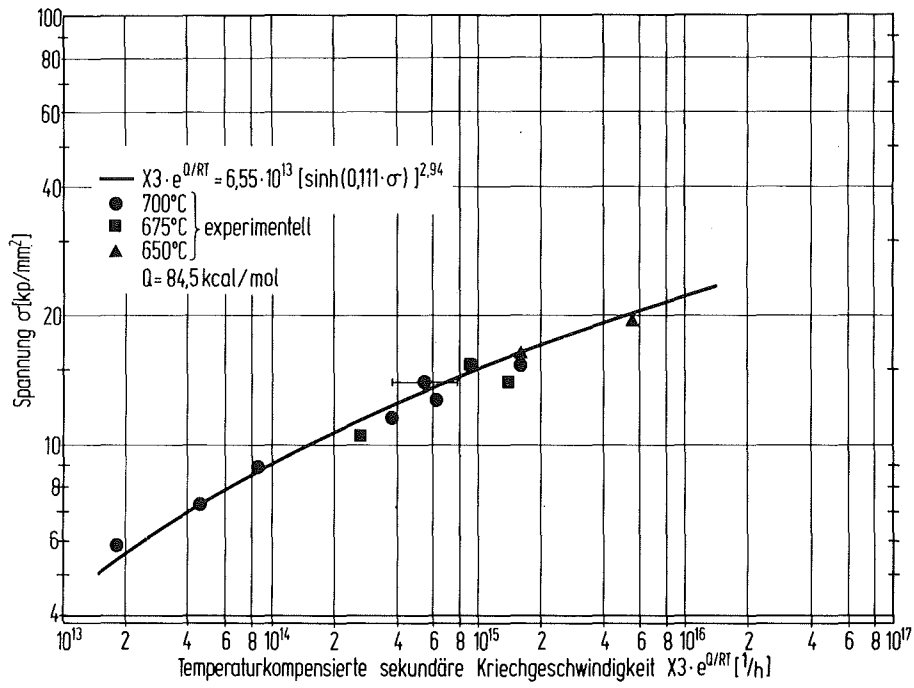


Abb. 15 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit X3

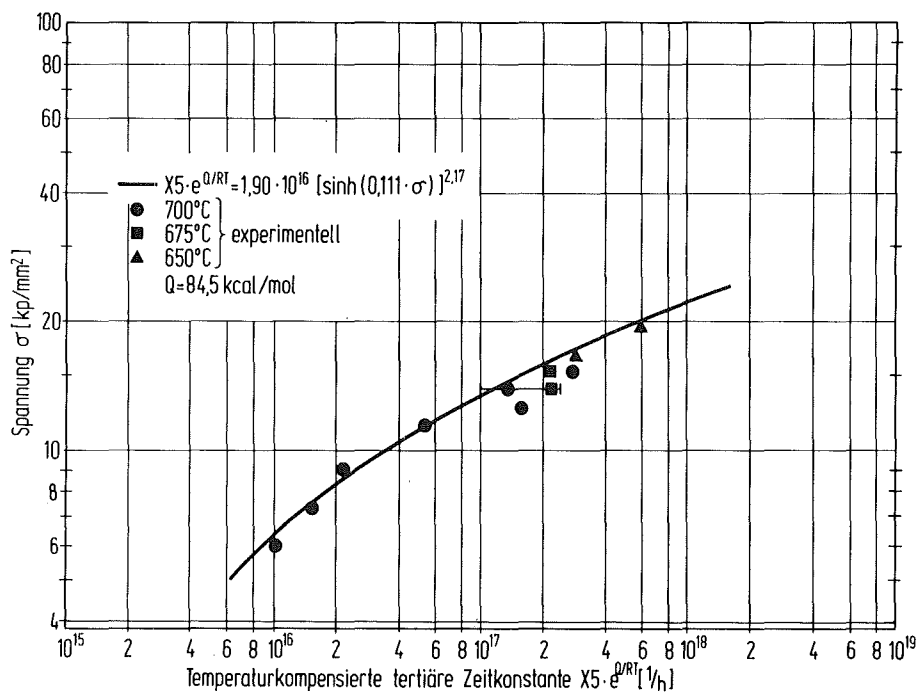


Abb. 16 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Zeitkonstanten des Tertiärkriechens X5

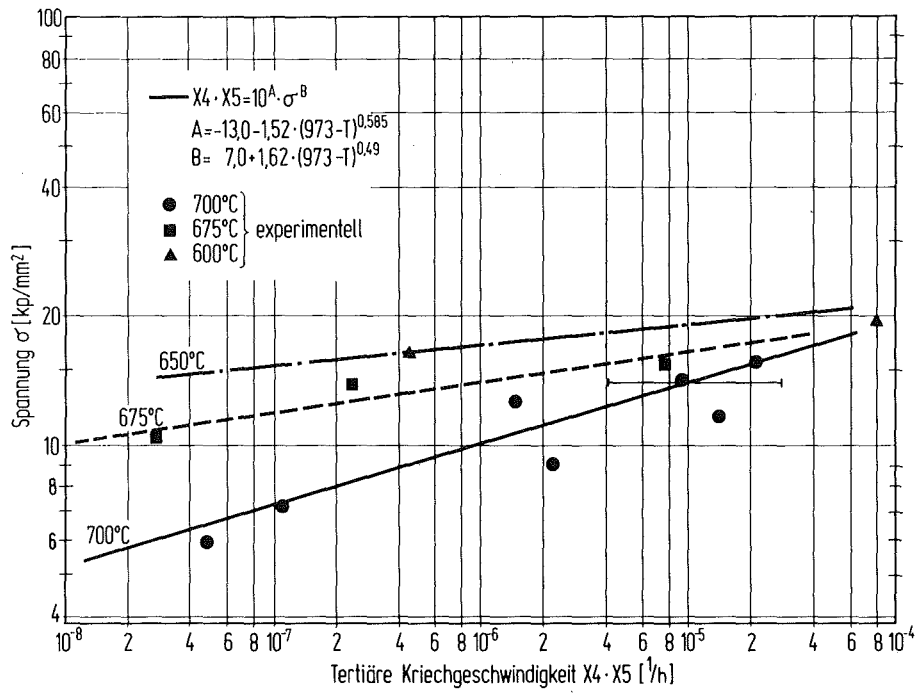


Abb. 17 Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der tertiären Kriechgeschwindigkeit $X_4 \cdot X_5$

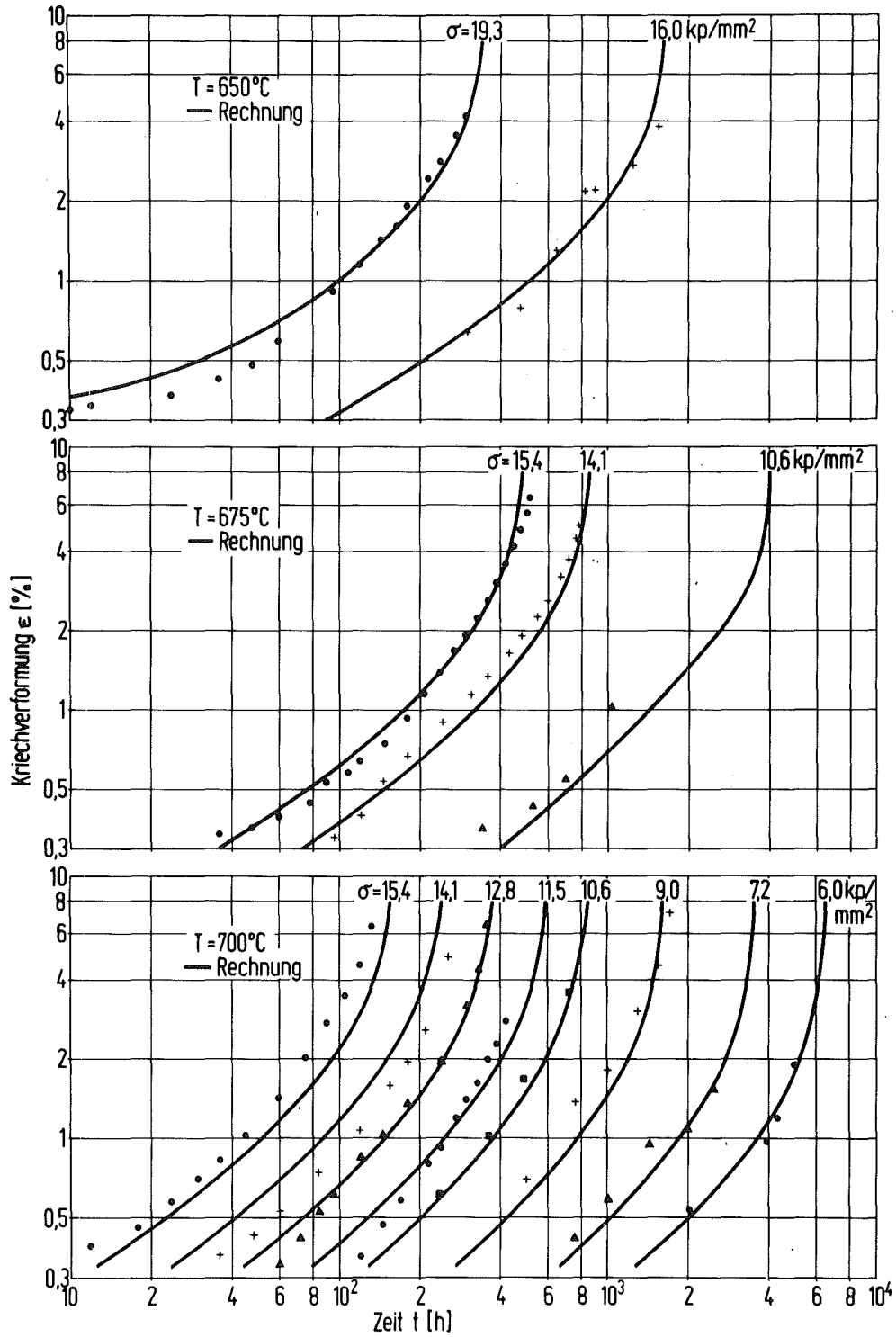


Abb. 18 Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Kriechkurven

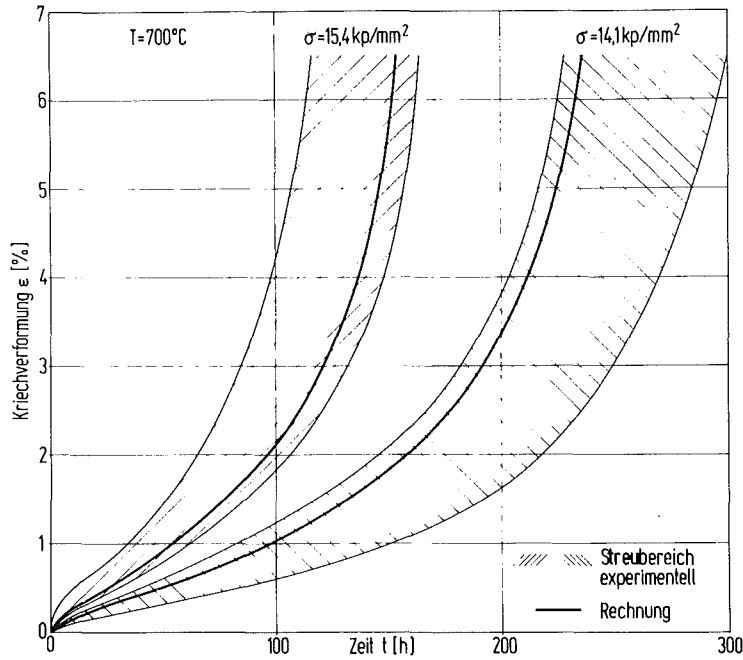


Abb. 19 Streubereich der Kriechkurven bei Spannungen von 15,4 und 14,1 kp/mm²

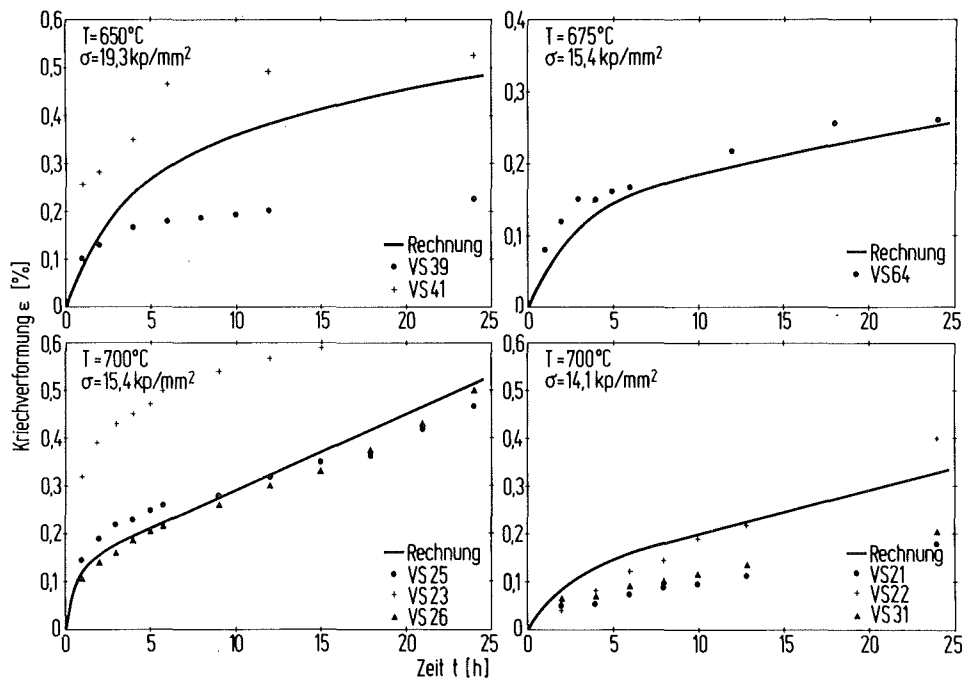


Abb. 20 Primärkriechen - Vergleich zwischen Rechnung und Experiment

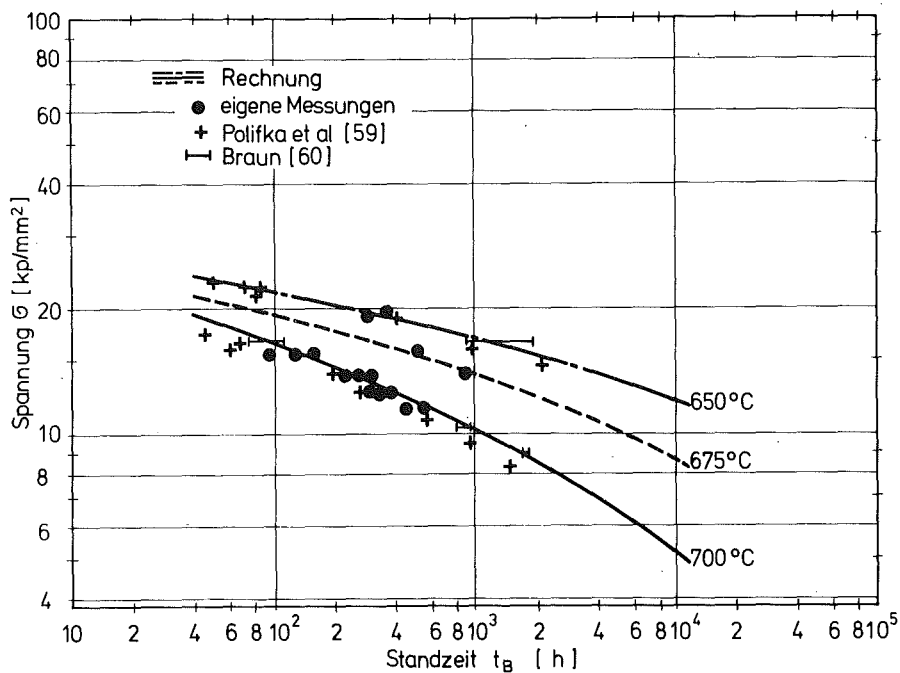


Abb. 21 Zeitstandfestigkeit des Werkstoffs Nr. 1.4988

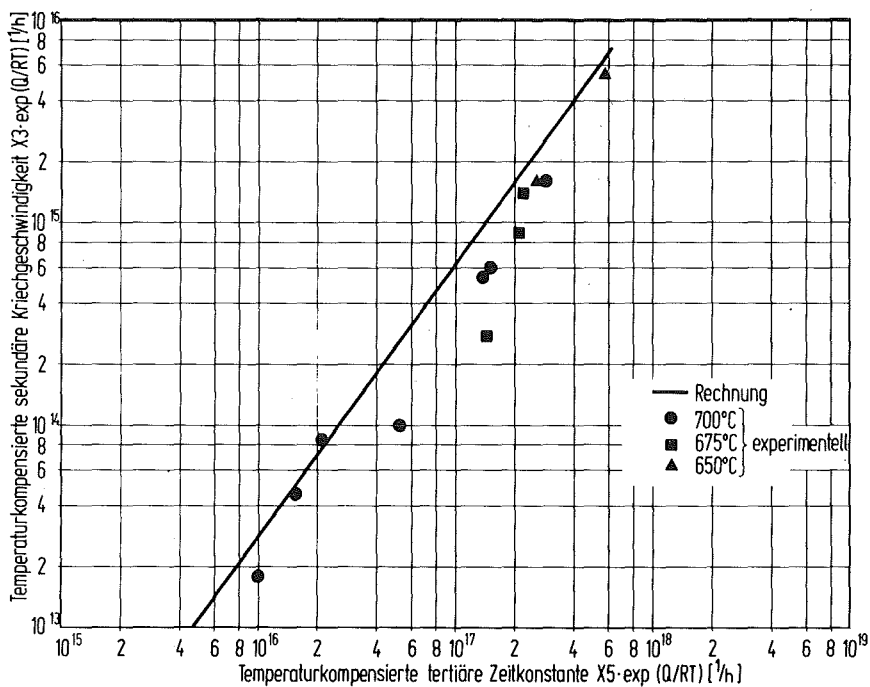


Abb. 22 Zusammenhang zwischen der Zeitkonstanten des Tertiärkriechens X5 und der sekundären Kriechgeschwindigkeit X3

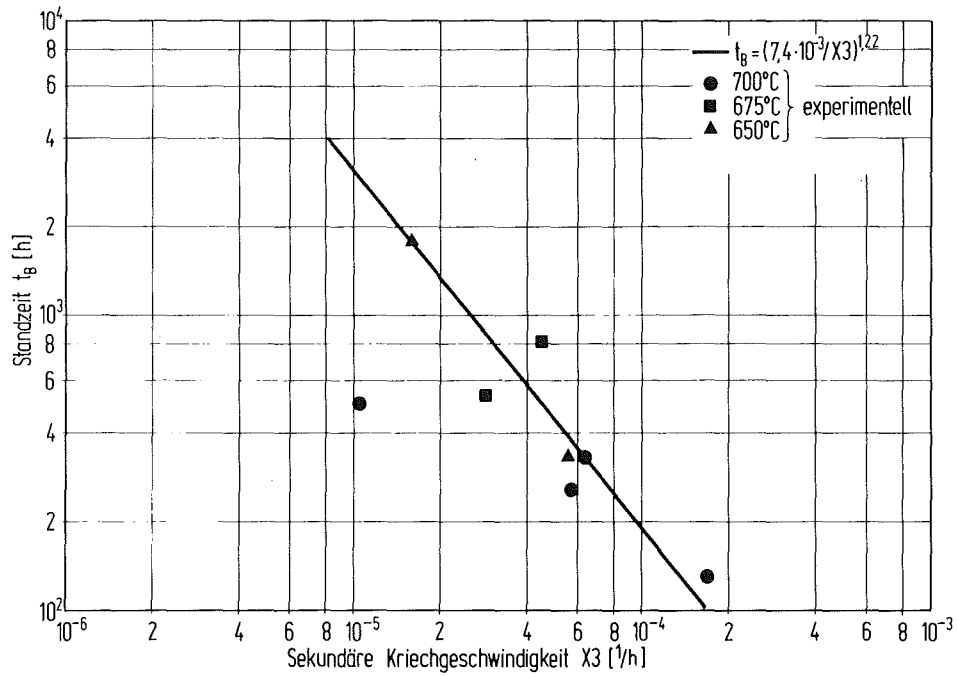


Abb. 23 Zusammenhang zwischen der Standzeit t_B und der sekundären Kriechgeschwindigkeit $X3$

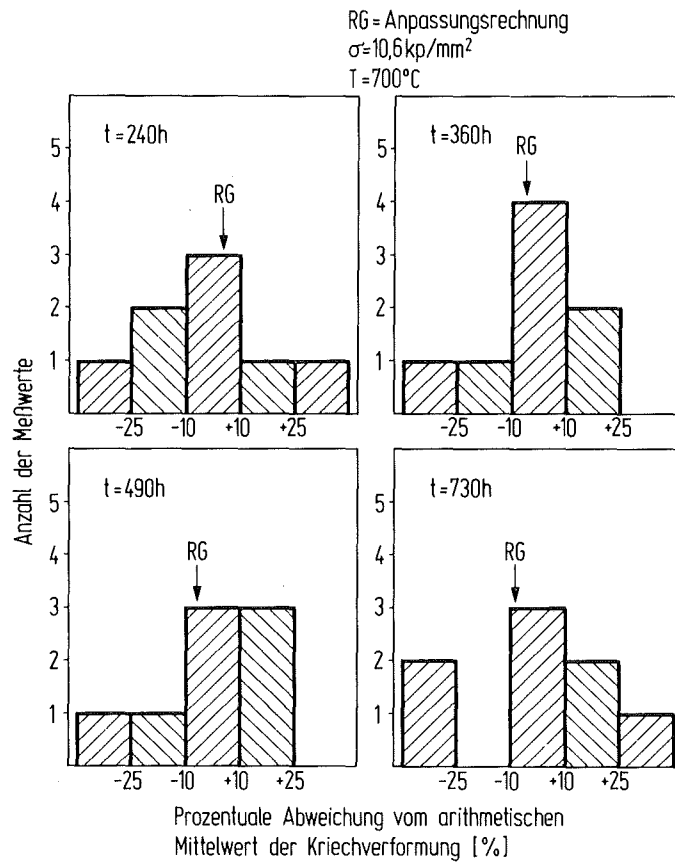


Abb. 24 Prozentuale Abweichung der Kriechverformung vom arithmetischen Mittelwert bei 8 Einzelversuchen

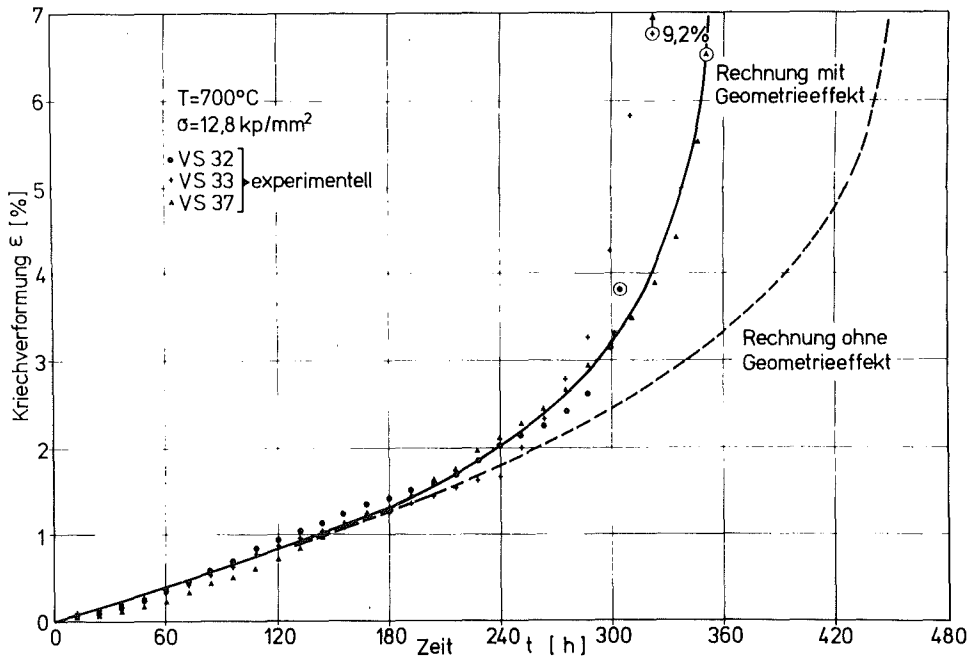


Abb. 25 Einfluß des Geometrieeffektes auf die Kriechverformung

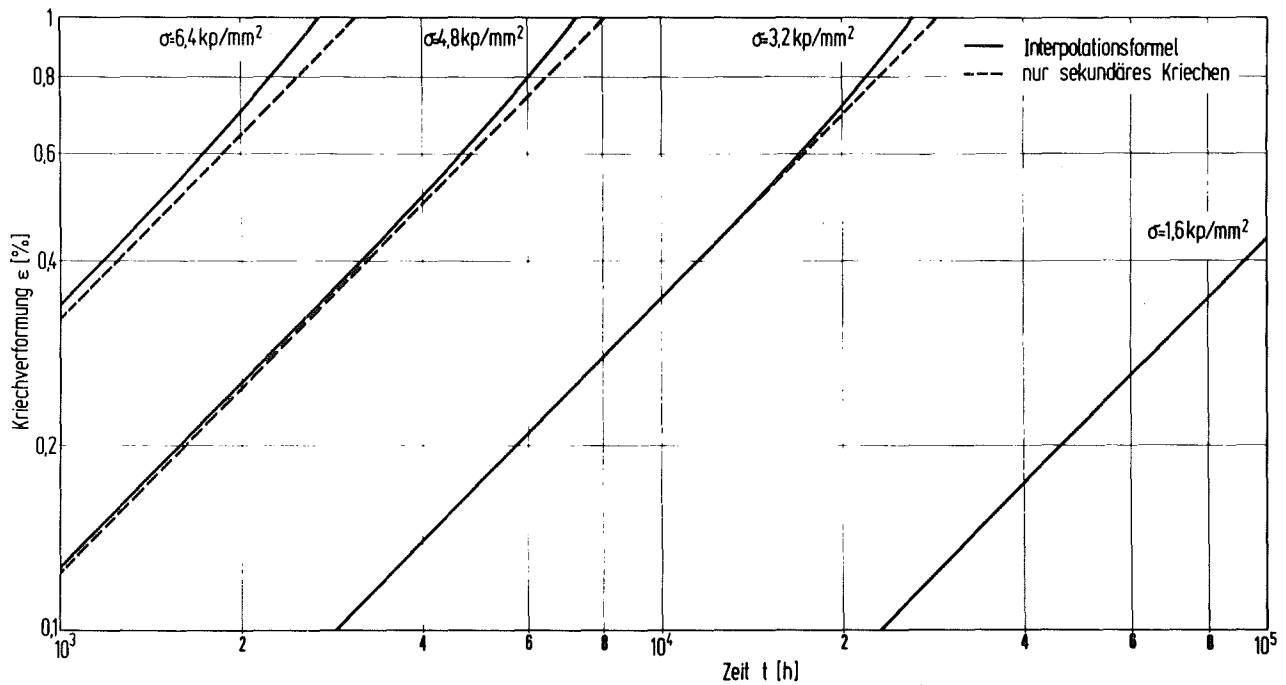


Abb. 26 Die Kriechverformung bei niedrigen Spannungen, berechnet mit der Interpolationsformel bzw. nur mit Sekundärkriechen

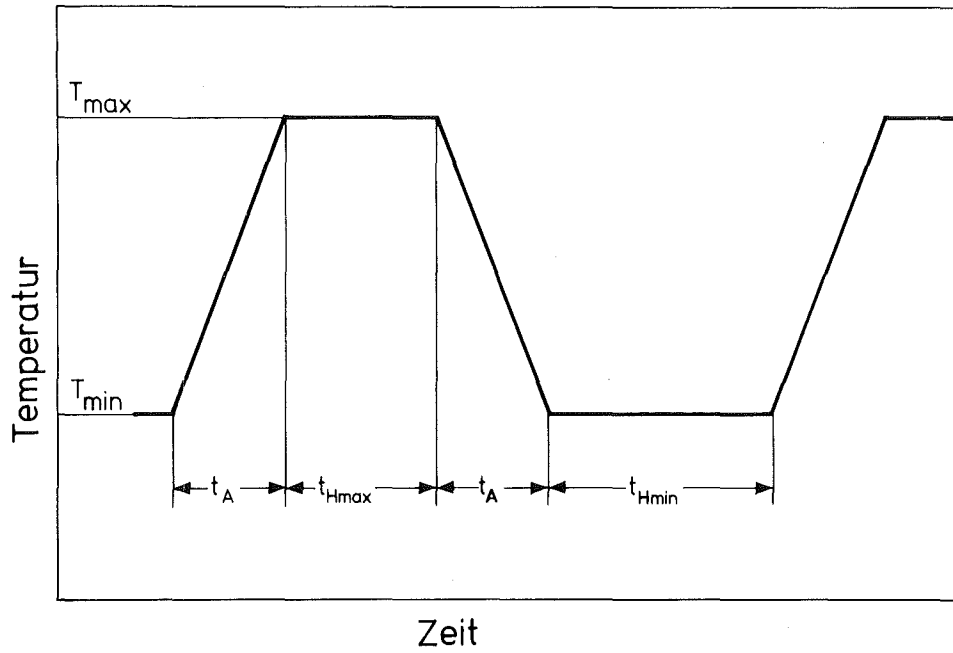


Abb. 27 Schematische Darstellung der Temperaturzyklen

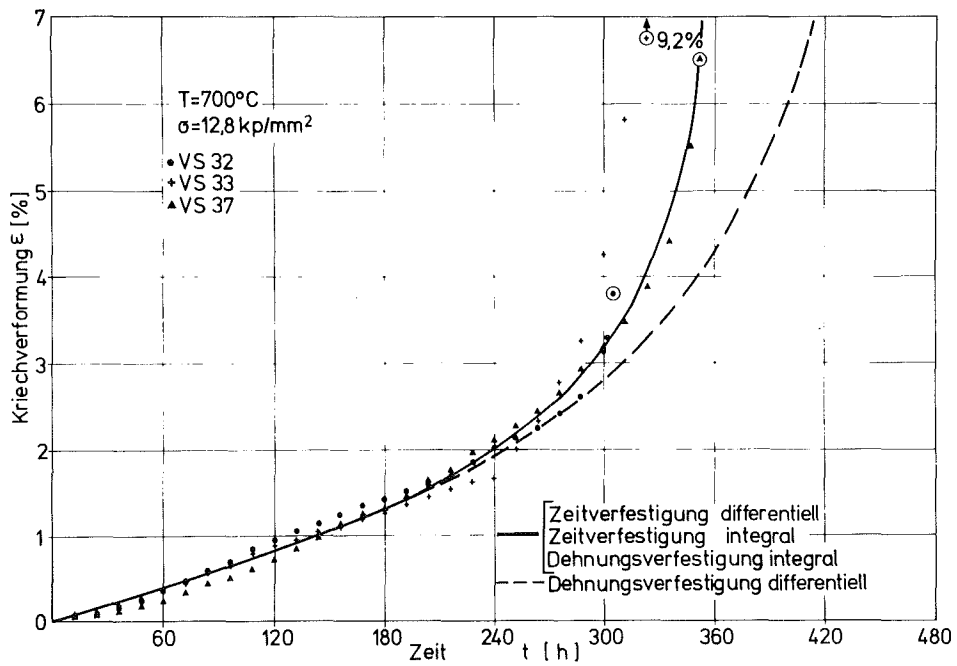


Abb. 28 Vergleich zwischen differentieller und integraler Rechnung für einen Versuch mit konstanter Temperatur

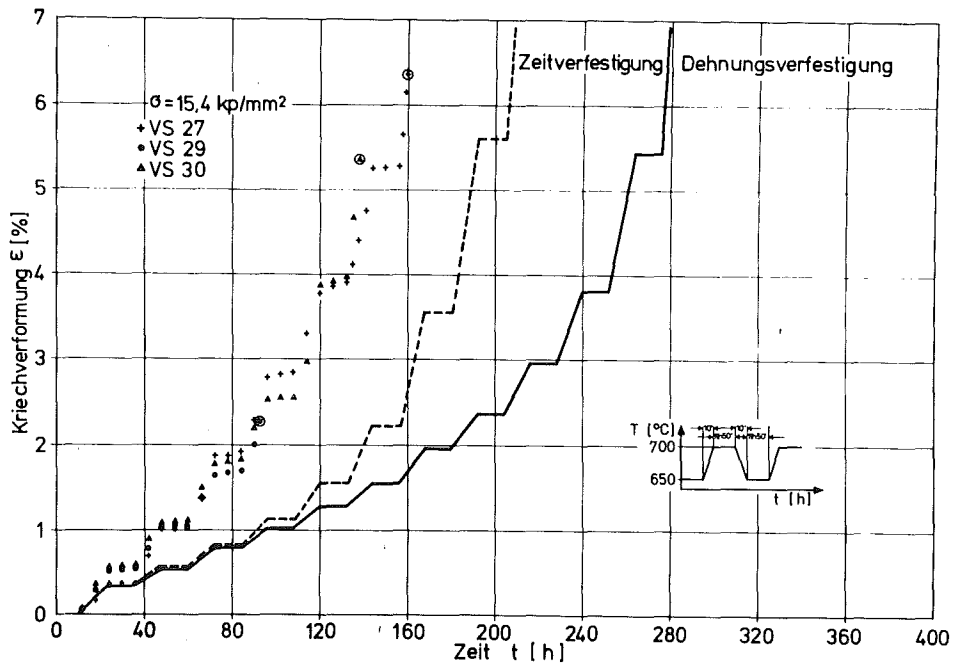


Abb. 29 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 15,4 \text{ kp/mm}^2$; $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$

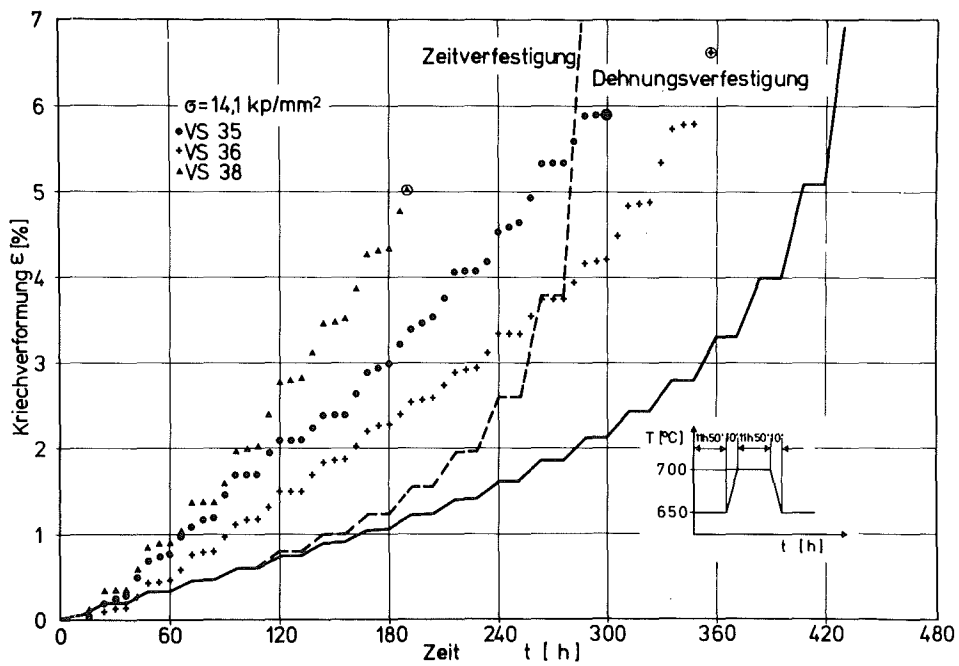


Abb. 30 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 14,1 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$

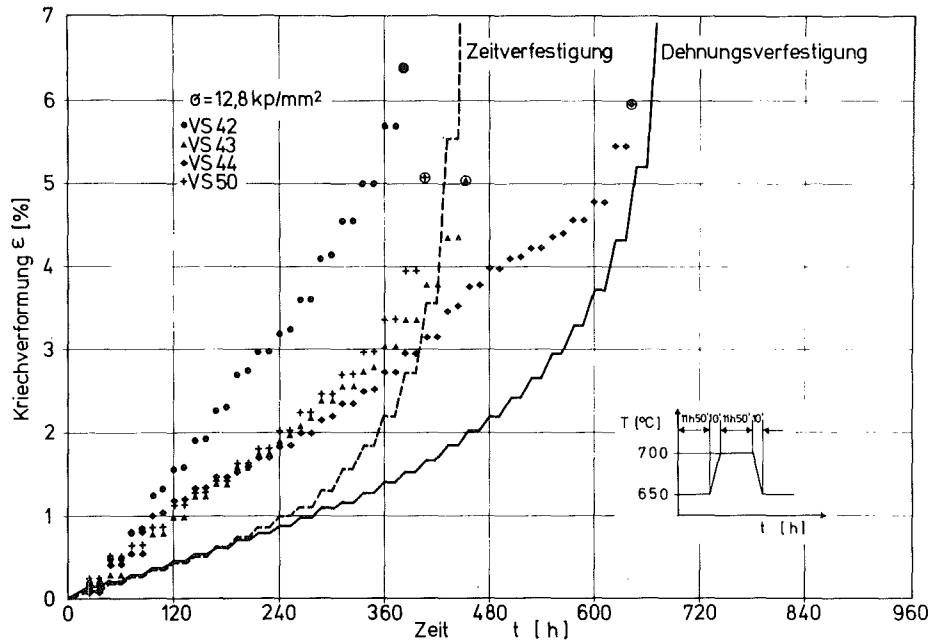


Abb. 31 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$

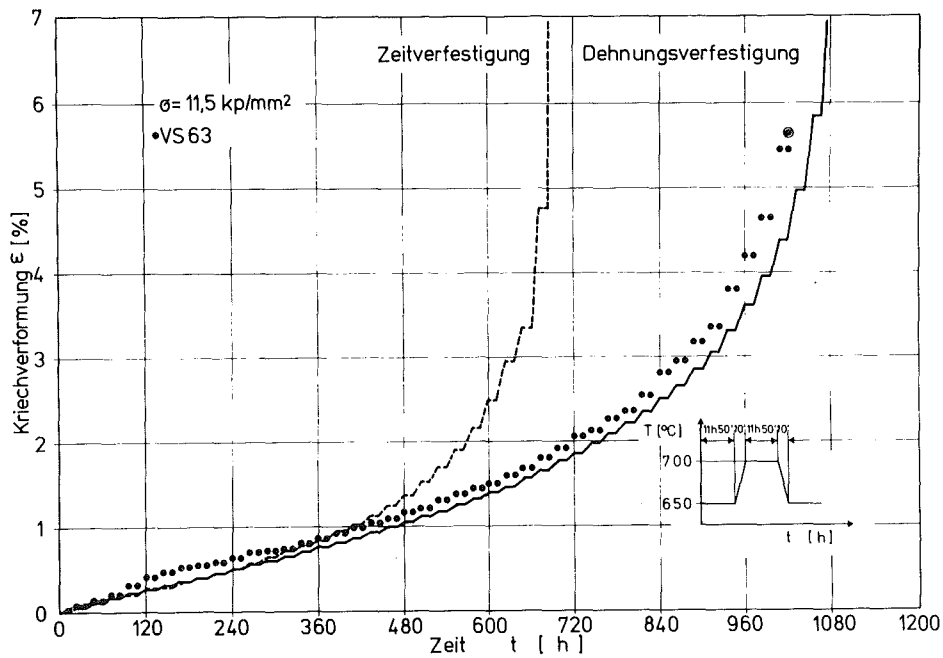


Abb. 32 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 11,5 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$

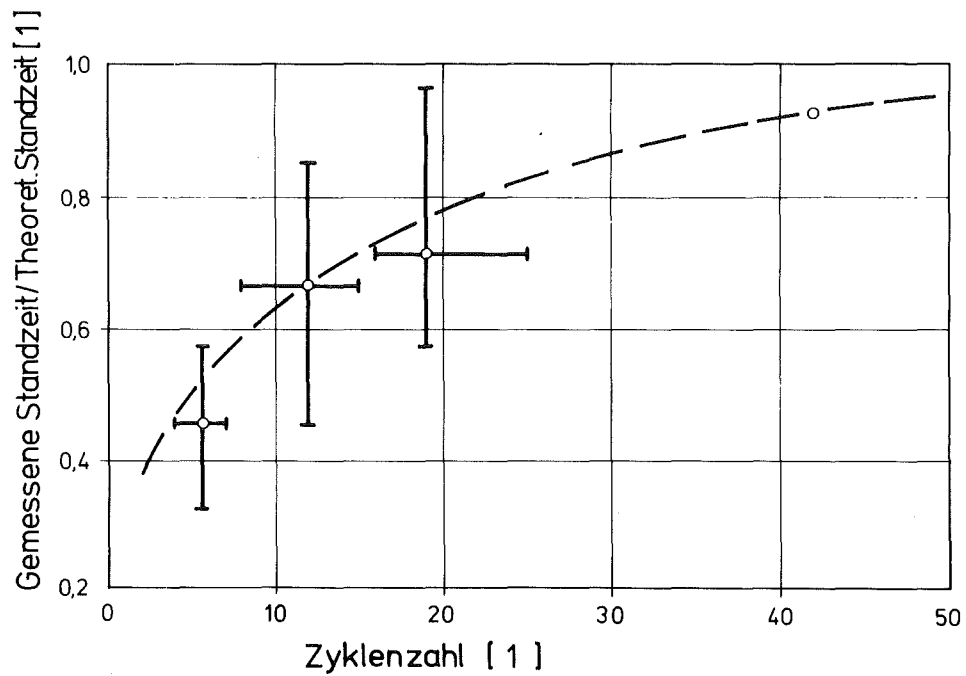


Abb. 33 Verhältnis der gemessenen zur theoretischen Standzeit als Funktion der Zyklenzahl für die in den Abbildungen 29 bis 32 dargestellten Versuche

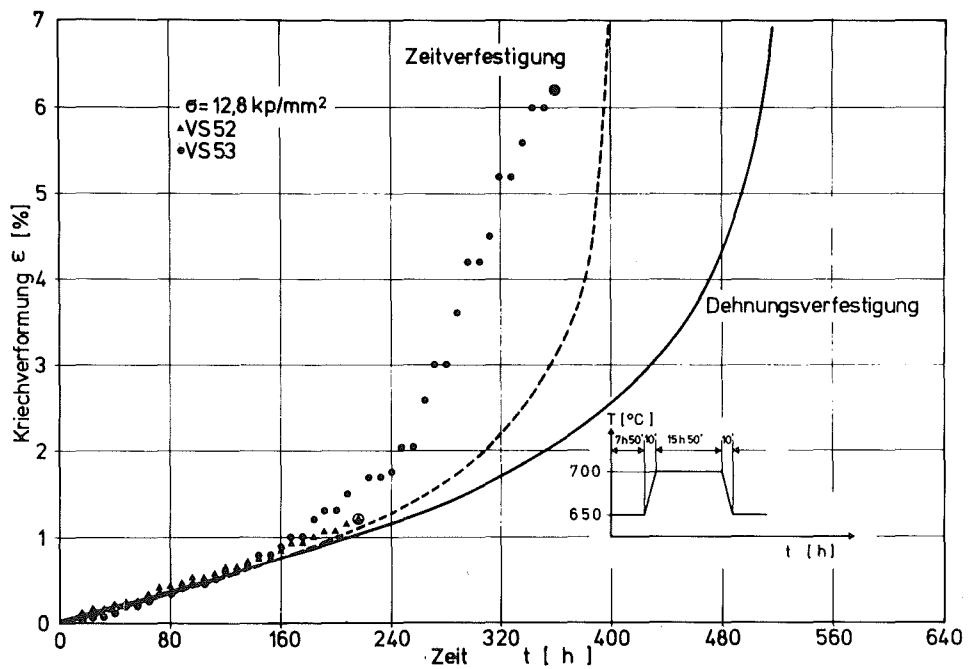


Abb. 34 Temperaturzyklierung zwischen 650°C und 700°C bei doppelter Haltezeit im Temperaturmaximum gegenüber dem Temperaturminimum. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$.

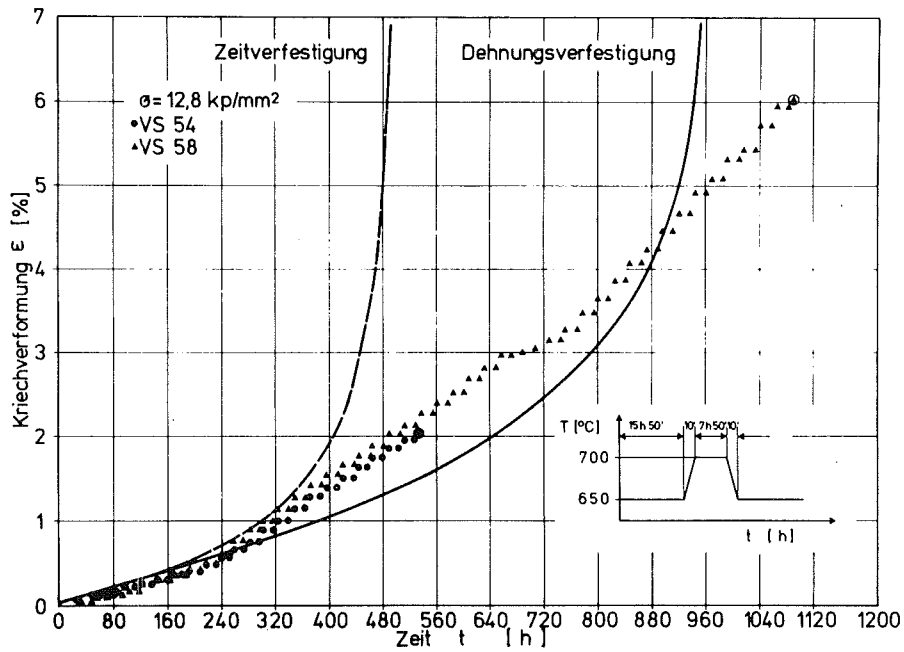


Abb. 35 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei doppelter Haltezeit im Temperaturminimum gegenüber dem Temperaturmaximum. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$.

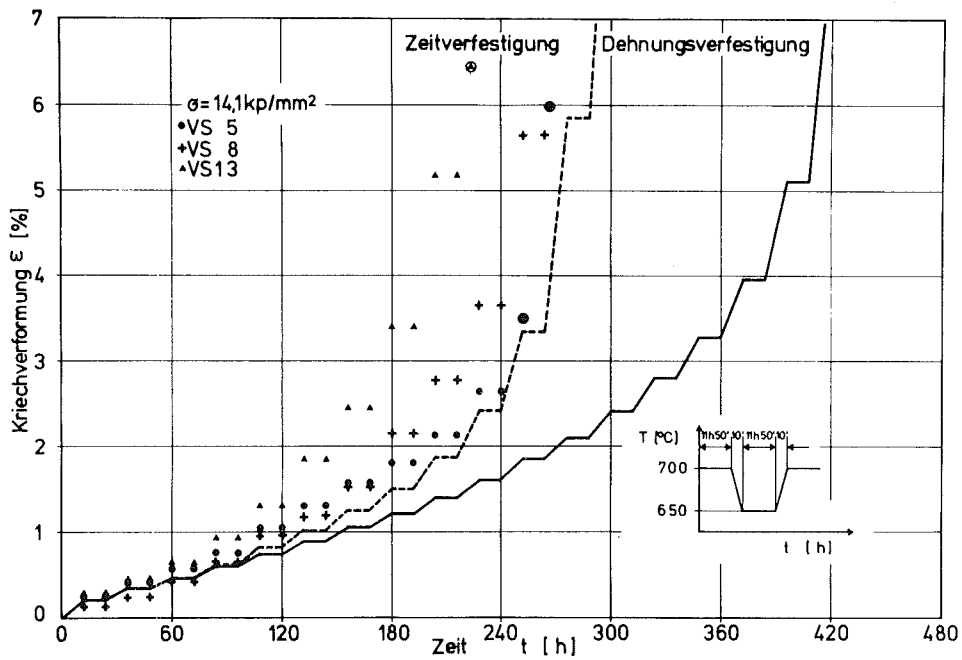


Abb. 36 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 14,1 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 700^\circ\text{C}$.

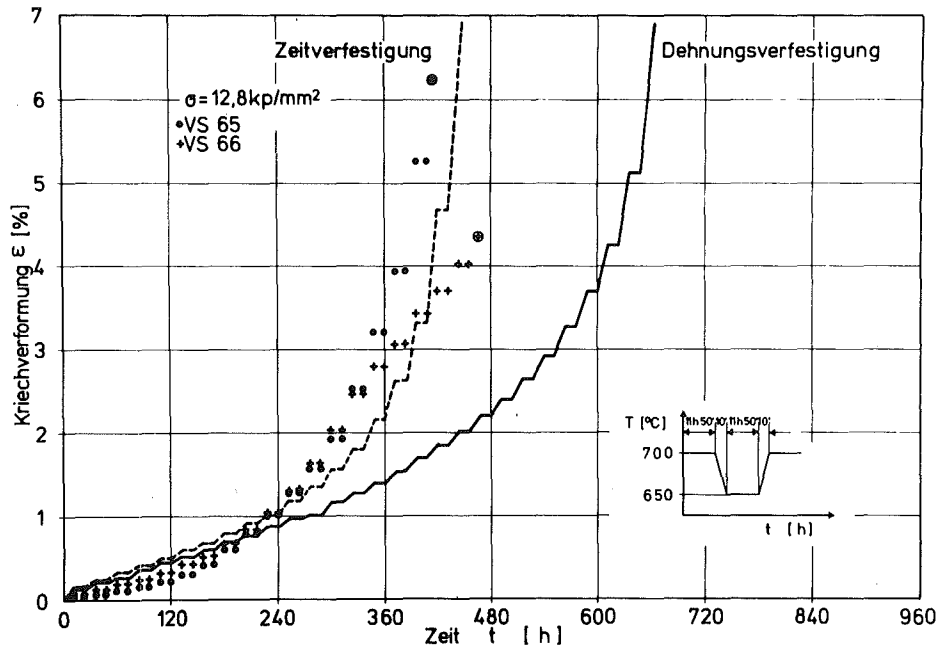


Abb. 37 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 700^\circ\text{C}$.

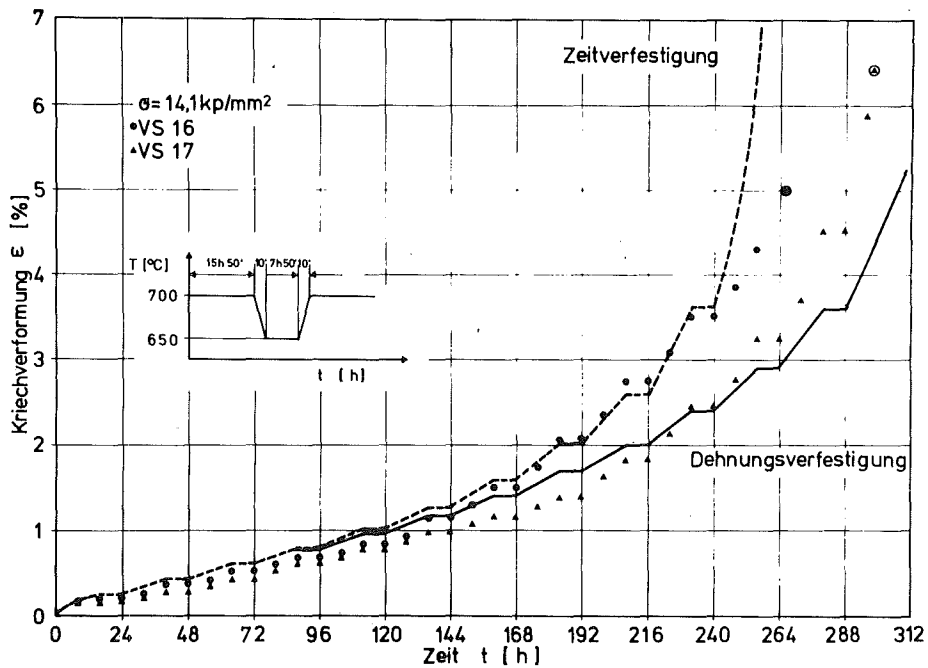


Abb. 38 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C bei doppelter Haltezeit im Temperaturmaximum gegenüber dem Temperaturminimum. $\sigma = 14,1 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 700^\circ\text{C}$.

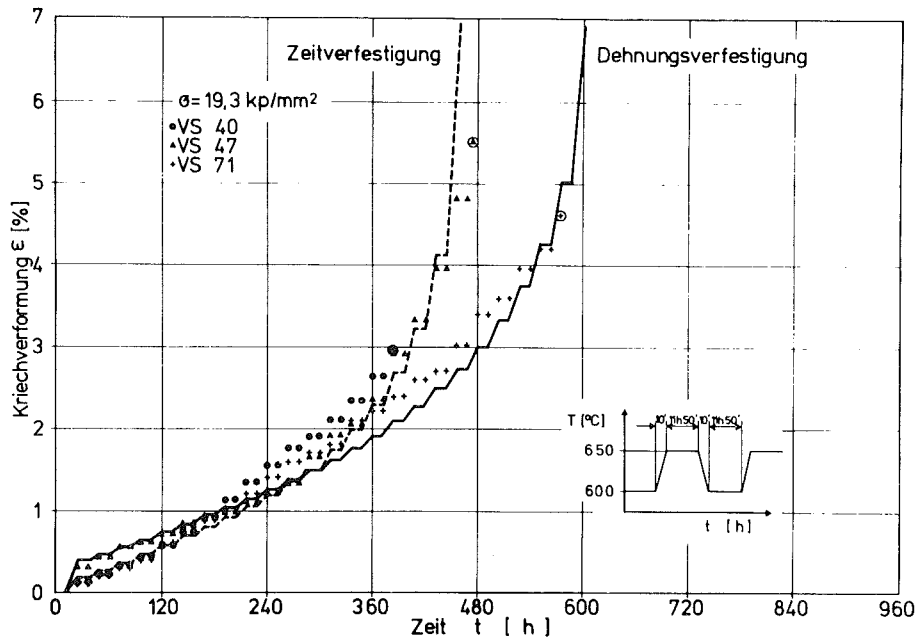


Abb. 39 Temperaturzyklierung zwischen 600 und 650°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 19,3 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 600^\circ\text{C}$.

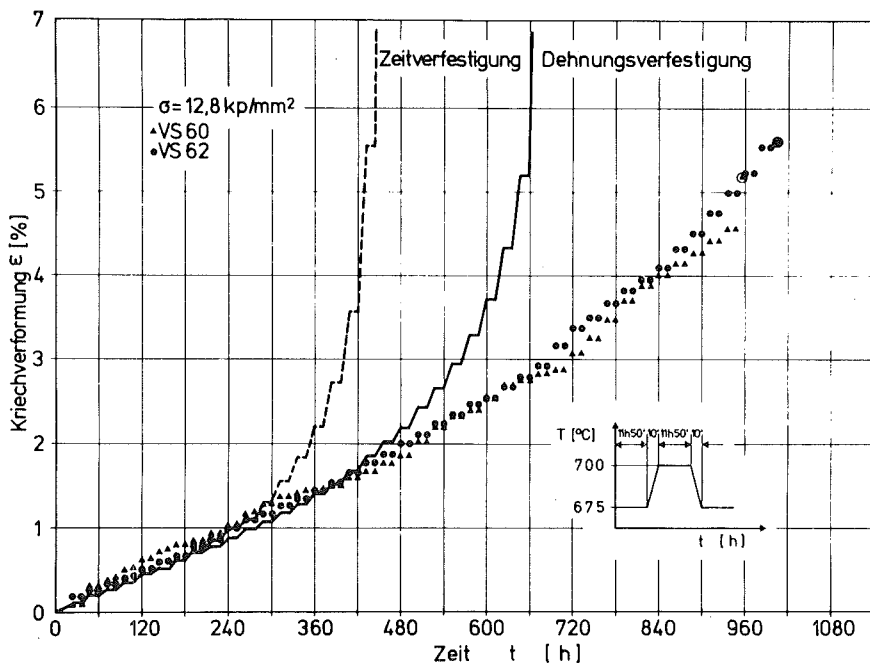


Abb. 40 Temperaturzyklierung zwischen 675 und 700°C bei gleichen Haltezeiten im Temperaturminimum und Temperaturmaximum. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 675^\circ\text{C}$.

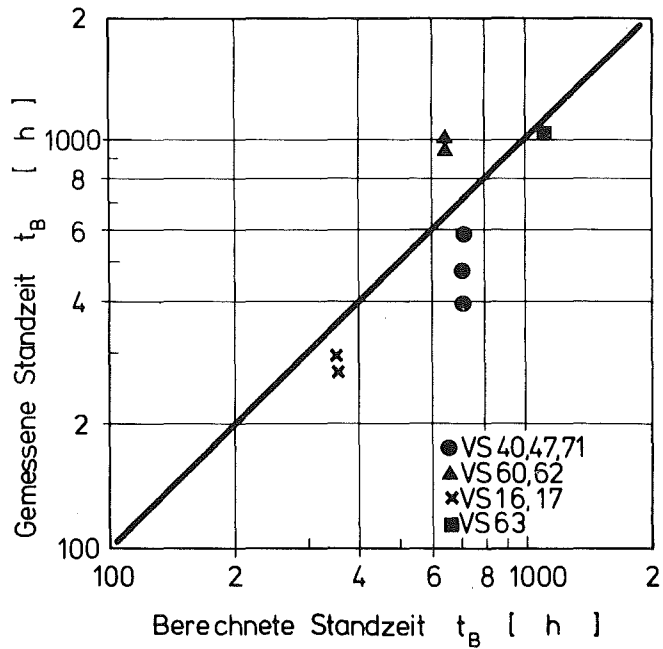


Abb. 41 Vergleich zwischen gemessener und nach Robinson (10) berechneter Standzeit für Versuche mit rechteckigem Temperaturprofil (ohne Zykliereffekt)

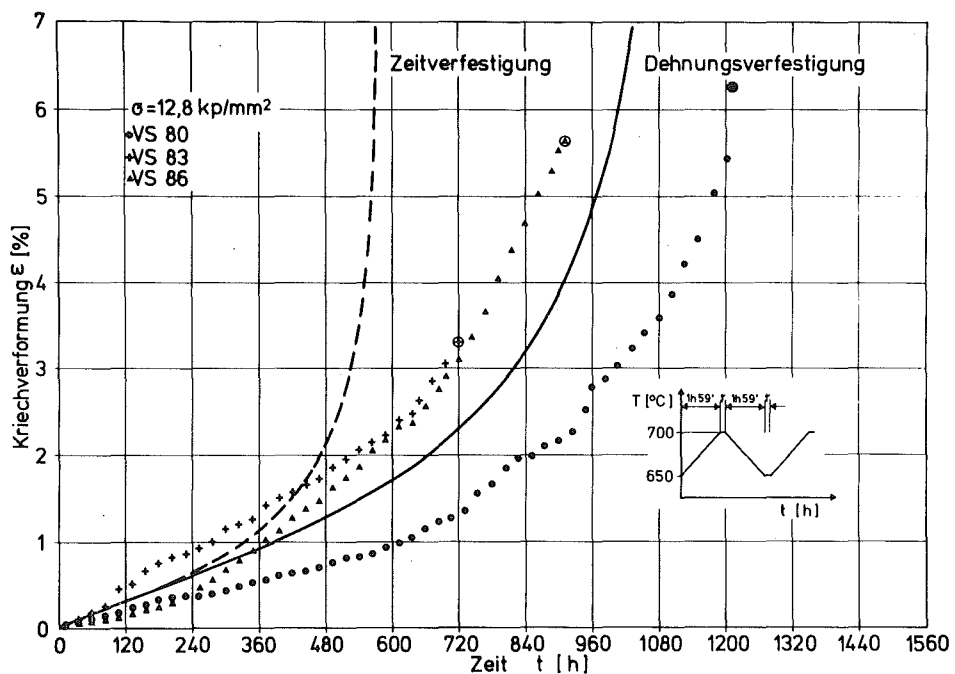


Abb. 42 Sägezahnförmige Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C. $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$, $t_z = 4 \text{ h}$.

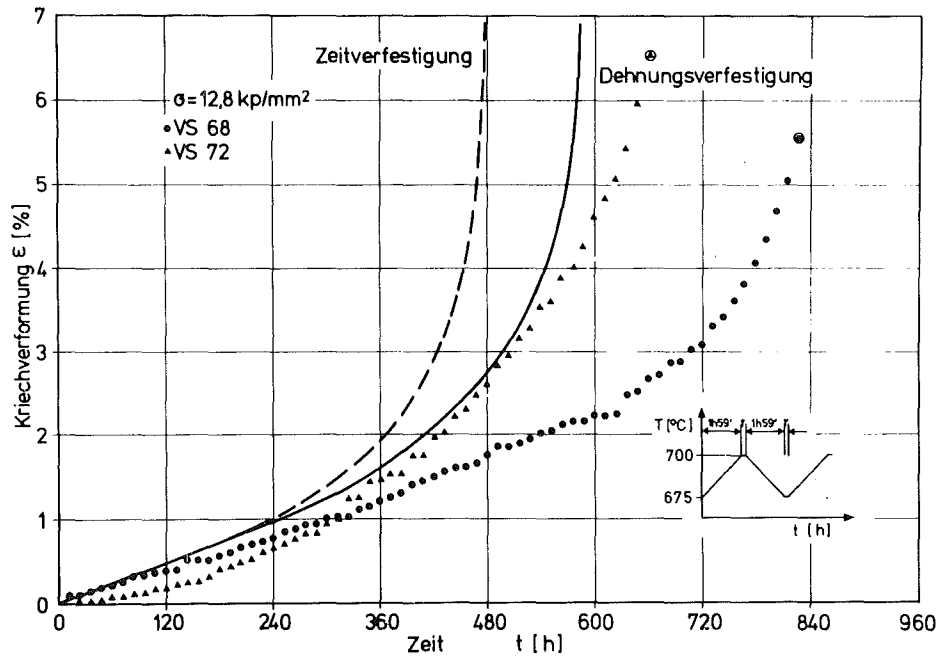


Abb. 43 Sägezahnförmige Temperaturzyklierung zwischen 675 und 700°C .
 $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 675^\circ\text{C}$, $t_z = 4 \text{ h}$

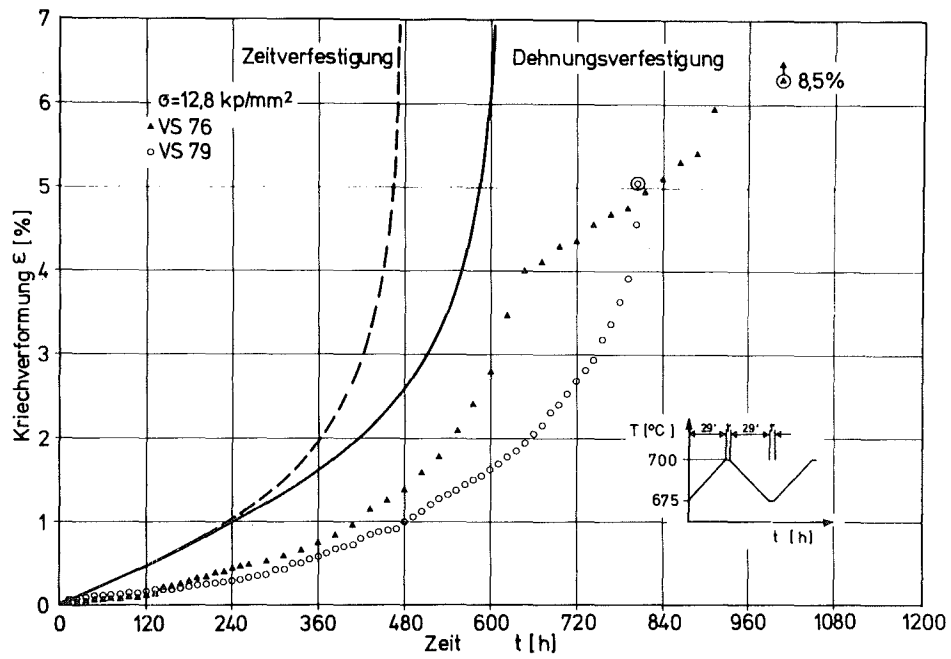


Abb. 44 Sägezahnförmige Temperaturzyklierung zwischen 675 und 700°C .
 $\sigma = 12,8 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 675^\circ\text{C}$, $t_z = 1 \text{ h}$

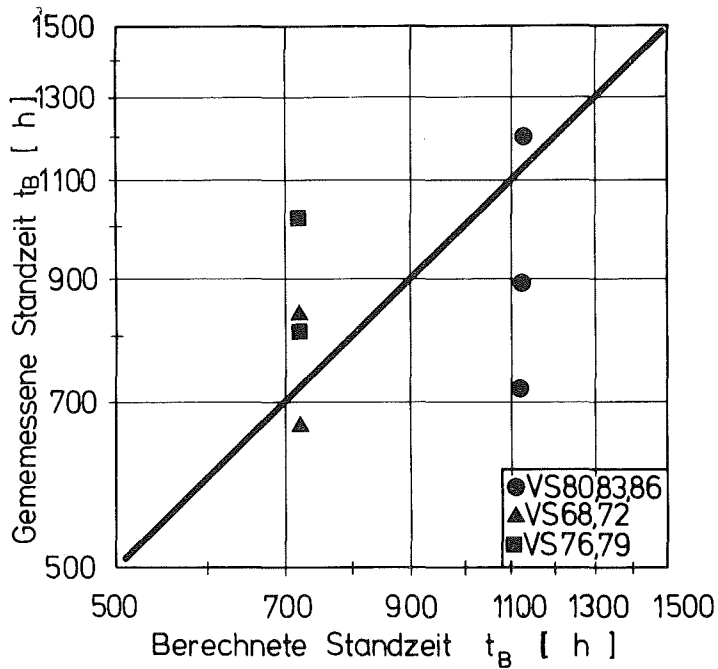


Abb. 45 Vergleich zwischen gemessener und nach Robinson (10) berechneter Standzeit für Versuche mit sägezahnförmigem Temperaturprofil.

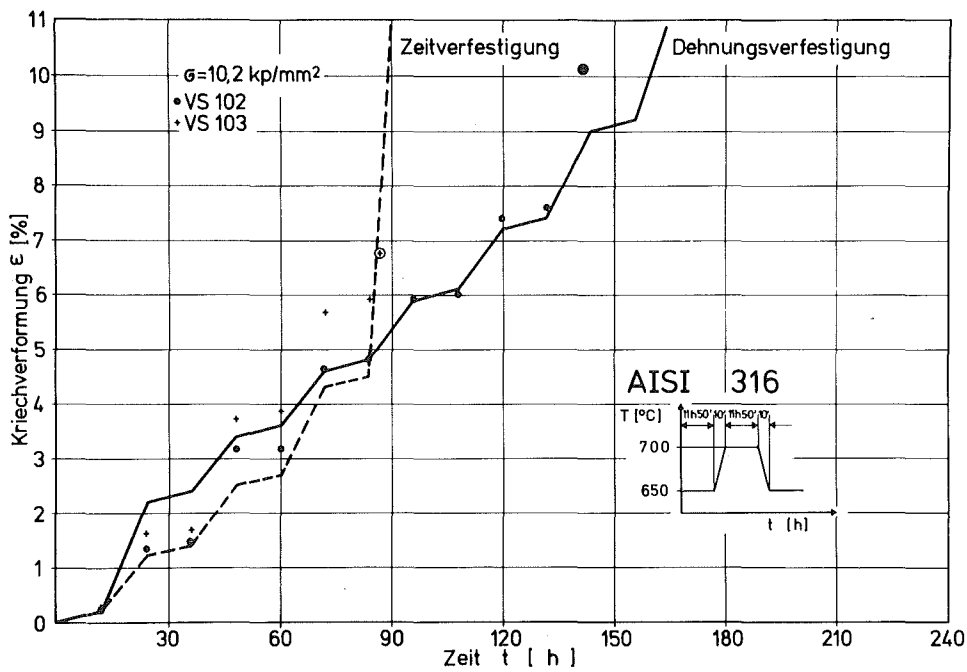


Abb. 46 Temperaturzyklierung zwischen 650 und 700°C am Stahl AISI 316. $\sigma = 10,2 \text{ kp/mm}^2$, $T_{\text{Start}} = 650^\circ\text{C}$

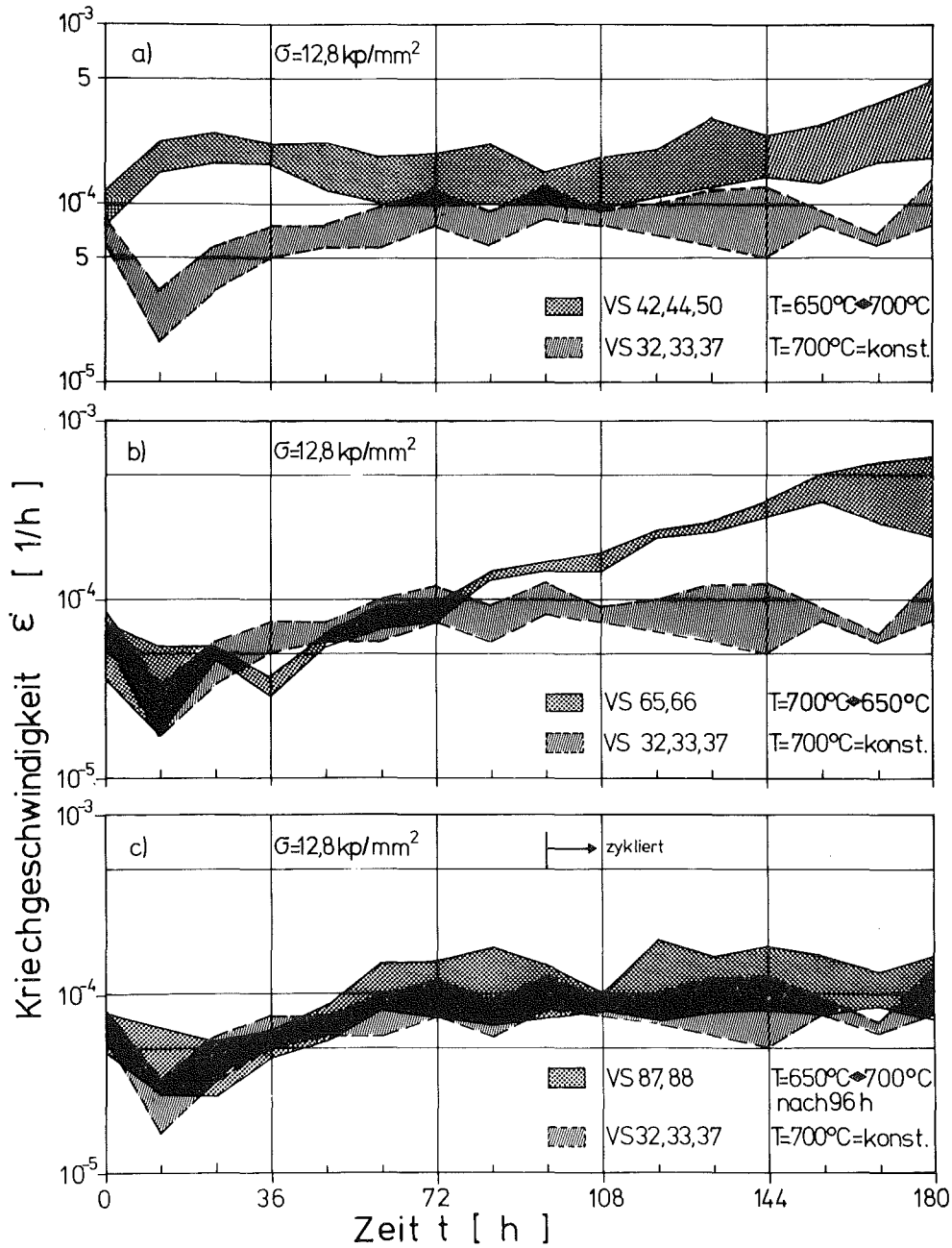


Abb. 47 Kriechgeschwindigkeit der zyklisierten Rohrproben als Funktion der Beanspruchungszeit bei 700°C

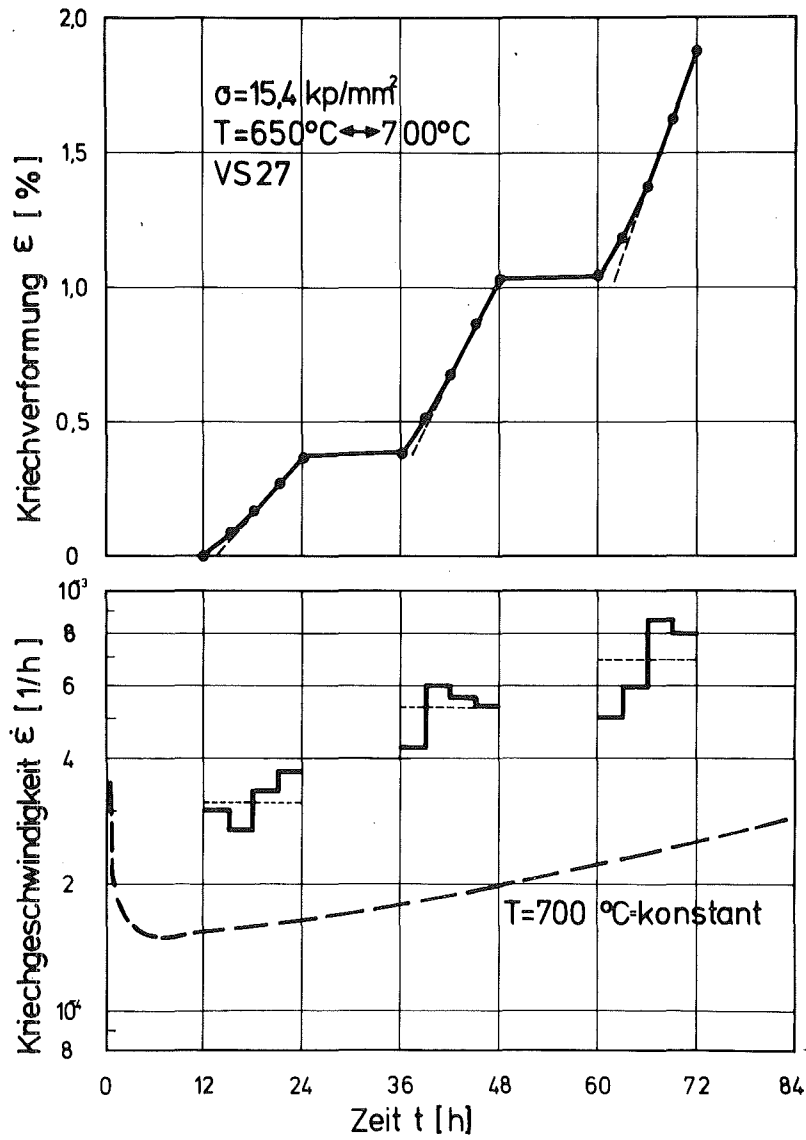
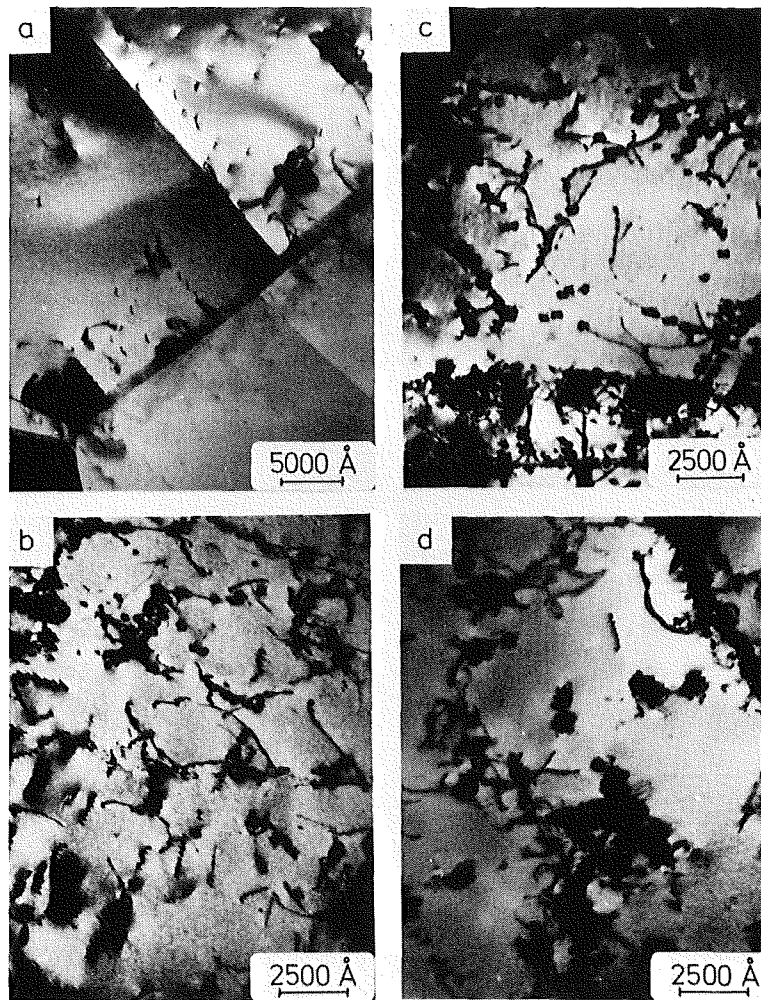


Abb. 48 Kriechverformung und Kriechgeschwindigkeit als Funktion der Versuchszeit für Versuch 27



a) Anlieferungszustand c) $T=700^{\circ}\text{C}$, $t=24\text{h}$, $\sigma=12,8\text{kp/mm}^2$
b) $T=650^{\circ}\text{C}$, $t=24\text{h}$, $\sigma=12,8\text{kp/mm}^2$ d) $T=650 \leftrightarrow 700^{\circ}\text{C}$, $t=48\text{h}$, $\sigma=12,8\text{kp/mm}^2$

Abb. 49 Elektronenmikroskopische Aufnahmen des Werkstoffs Nr. 1.4988