

KfK 3882
Mai 1985

Randbedingung für die life-fraction-Regel zur Bestimmung von Standzeiten bei wechselnden Beanspruchungen

L. Schäfer
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

KfK 3882

Randbedingung für die life-fraction-Regel zur Bestimmung von Standzeiten bei wechselnden Beanspruchungen.

L. Schäfer

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript vervielfältigt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
ISSN 0303-4003

Zusammenfassung

Bisher wurde versucht, die oftmals unzureichende Genauigkeit der life-fraction Regel (n. Robinson) für Standzeiten unter wechselnder Beanspruchung (Temperatur und Spannung) dadurch zu verbessern, daß in die mathematische Formulierung der Regel Konstanten eingeführt wurden, die den Einfluß des Werkstoffes und der Beanspruchungsbedingungen enthalten. Da diese "Konstanten" aus den experimentell bestimmten Standzeiten berechnet werden müssen, zu deren "Vorhersage" sie benutzt werden sollen, handelt es sich hier nur um eine Beschreibung bekannter Versuchsdaten und nicht um eine Vorhersage der Standzeit bei wechselnden Beanspruchungen aus Daten mit konstanten Beanspruchungen. Diese Beschreibungen können nur sehr eingeschränkt verallgemeinert werden, um Quasi-Vorhersagen zu ganz ähnlichen Beanspruchungsarten und Werkstoffen zu machen.

In der vorliegenden Arbeit wird auf die Beschreibung mit Konstanten verzichtet und nur eine Randbedingung für die life-fraction Regel angegeben, die notwendig und hinreichend ist, um alle Teilschädigungen und damit jede beliebige Standzeit unter wechselnden Beanspruchungen korrekt zu berechnen. Verkürzt lautet diese Randbedingung: "Zur Berechnung einer Teilschädigung ist die Teilzeit t_i durch eine Standzeit $t_{m,i}$ mit gleichem Gefügestand G_i zu dividieren". Der Probenbruch wird eintreten, wenn die Summe der Teilschädigungen den Wert 1 erreicht hat.

$$\sum_i (t_i / t_{m,i}) G_i = 1$$

Boundary Condition for the Life Fraction Rule in Order to Determine the Service Lives under Varying Loading.

Summary

Previously the attempt has been made to improve the often inadequate accuracy of the life fraction rule (a. Robinson) applied to service lives under varying loading (temperature and stress) by introducing constants into the mathematical representation of the rule which take into account the influence of the material and the conditions of loading. As these "constants" have to be calculated from experimentally determined service lives for the "prediction" of which they are to be used, these calculations are merely a description of known experimental data and not a prediction of the service life under varying loading from data based on constant loadings. These descriptions can be generalized to a very limited extent only for making quasi-predictions related to very similar types of loading and materials.

In this work description based on constants is dispensed with and only one boundary condition is indicated for the life fraction rule which is necessary and sufficient to calculate correctly any fractional damage and hence any service life under varying loading. The abbreviated wording of this boundary condition is: To calculate a fractional damage the life fraction t_i must be divided by a service life $t_{m,i}$, the structural condition G_i being the same. The specimen will rupture as soon as the sum of fractional damages has attained unity.

$$\sum_i (t_i/t_{m,i}) G_i = 1$$

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
2. Literaturübersicht	2
3. Schlußfolgerungen aus der Literatur und Aufgabenstellung	6
4. Modellbeschreibung	7
5. Versuchsmethoden und -materialien	8
5.1 Allgemeines	8
5.2 Versuchsmethoden	8
5.3 Versuchsmaterial	9
5.4 Versuchseinrichtungen	10
6. Versuchsergebnisse	11
6.1 Rekristallisationsverhalten	11
6.2 Standzeiten des Ausgangszustandes	11
6.3 Reststandzeiten bei wechselnder Spannung	11
6.4 Standzeiten bei Gefügeänderung	12
6.5 Teilschädigungen, berechnet nach der LFR und der LAR	12
6.6 Reststandzeiten, berechnet nach der LFR und der LAR	13
7. Diskussion der Versuchsergebnisse	14
7.1 Quantität und Qualität der Meßdaten	14
7.1.1 Rekristallisationsverhalten, Härteprüfung	14
7.1.2 Standzeiten des Ausgangszustandes	14
7.1.3 Reststandzeiten bei wechselnder Spannung	15
7.1.4 Standzeiten bei Gefügeänderung	15
7.1.5 Allgemeine Beurteilung	15
7.2 Beweis der Hypothese	15

	Seite	
7.2.1	Restschädigung	16
7.2.2	Reststandzeit	16
7.2.3	Allgemeines	17
8.	Anwendung der LAR bei kontinuierlichen Beanspruchungsänderungen	18
9.	Schlußfolgerungen und Ausblick	19
10.	Zusammenfassung	21
11.	Literaturverzeichnis	22
12.	Definitionen und Nomenklatur	28
13.	Anhang	30
13.1	Berechnung der äquivalenten Spannung	30
13.2	Berechnung der äquivalenten Temperatur	31
13.3	Berechnung der Haupt- und Vergleichsspannungen im Rohr	32
14.	Danksagungen	34
15.	Tabellen und graphische Darstellungen	35

1. Einleitung

Viele Bauteile von Wärmekraftmaschinen und von Anlagen der chemischen Industrie sind bei erhöhter Temperatur ($\sim 0,5 T_s$) Kräften ausgesetzt, die einen allmählichen Verlust an Gebrauchseigenschaften bewirken und damit deren Einsatzfähigkeit zeitlich begrenzen. Wenn es sich um gleichbleibende oder im stetigen Wechsel wiederkehrende Beanspruchungen handelt, ist die Lebenserwartung der Bauteile durch Versuche im Labor bestimmbar. Unvorhersehbare Beanspruchungen, wie z.B. Störfälle, sind dagegen nicht im voraus simulierbar, und die Frage nach der Restlebensdauer solcher Bauteile ist offen. Die Hauptaufgabe von Bauteilen obiger Art besteht in der Übertragung von Kräften. Die Kräfte verursachen bei erhöhter Temperatur in metallischen Werkstoffen ständig plastische Verformungen, die irgendwann durch unzulässig große Geometrieänderungen oder durch einen Bruch zur Funktionsunfähigkeit des Bauteiles führen. Von daher ergab sich der Bedarf an einer Berechnungsmethode für die Standzeit bei wechselnden Belastungsbedingungen. Dazu sollen als Werkstoffdaten nur solche verwendet werden, die aus normalen Zeitstandversuchen mit konstanten Beanspruchungen gewonnen werden können. Der erste erfolgversprechende Ansatz dieser Art ist die sogenannte "life-fraction"-Regel (LFR), die ihren Ursprung bei E.L. Robinson /1/, /2/ hat. Sie wurde vielfach bestätigt, aber es gab auch immer wieder stark abweichende Versuchsergebnisse, die auf unbekannte Einflüsse oder Randbedingungen hinwiesen. Daher wurden viele Versuche unternommen, die LFR durch Einführung von Konstanten zu verbessern. Leider müssen diese Konstanten in Versuchen mit wechselnden Beanspruchungen bestimmt werden, und sie können nicht weit genug verallgemeinert werden, so daß der Charakter der Regel sich von der echten Vorhersage von Standzeiten hin zur Nur-Beschreibung gemessener Daten ändert. In dieser Arbeit wird auf Konstanten verzichtet und lediglich eine Randbedingung angegeben, bei deren Einhaltung die life-fraction Regel uneingeschränkt gültig ist.

2. Literaturübersicht

In der Literatur sind im Abstand von einigen Jahren Übersichten über den Stand des Wissens erschienen, von denen hier besonders die der letzten Jahre noch interessieren /3/, /4/, /5/, /12/, /34/, /44/.

In der Arbeit von M. Sander /4/ werden die Verfahren zur Beurteilung des Zeitstandverhaltens unter veränderlicher Belastung und Temperatur eingeteilt in die Verfahren zur Aneinanderreihung von Kriechkurvenabschnitten, wozu die Verfestigungs- und die Anteilregeln gehören, in die Superpositionsverfahren, in die Verfahren zur schrittweisen Berechnung des Kriechvorganges und in die verfeinerten Anteilregeln. In der vorliegenden Arbeit werden nur die Anteilregeln mit ihren Modifikationen betrachtet, da vorzugsweise nach einer mathematisch simplen Rechenmethode auf der Basis der life-fraction Regel (LFR) gesucht wird.

Die LFR geht von der Vorstellung einer zeitlich linearen Schadensakkumulation mit untereinander unabhängigen Teilbeträgen aus: Wird eine Zeitstandprobe wechselnden Beanspruchungen unterworfen, so erfährt sie bei jeder konstanten Teilbeanspruchung eine unabhängige Teilschädigung, die definiert wird als der Quotient aus der jeweiligen Beanspruchungszeit t_i und der Standzeit $t_{m,i}$, die eine Probe im Zeitstandversuch unter der gleichen Beanspruchung erreicht hätte. Addiert man alle Teilschädigungen, so wird die Probe brechen, wenn als Summe der Teilschädigungen die Gesamtschädigung 1 erreicht ist.

$$\frac{t_1}{t_{m,1}} + \frac{t_2}{t_{m,2}} + \dots + \frac{t_n}{t_{m,n}} = \sum_{i=1}^n t_i/t_{m,i} = 1$$

Die Reststandzeit ist t_n und die Gesamtstandzeit beträgt

$$t_m = \sum_i t_i$$

Bei kontinuierlichen Beanspruchungswechseln ergibt sich die allgemeingültige Form der LFR /37/:

$$\int_0^{t-1} \frac{dt}{t_{m,i}} = 1$$

Sie kann auch aus der Betrachtung des infolge Materialtrennung reduzierten lasttragenden Probenquerschnittes /6/ bzw. des Wachstums eines Schadensrisses /7/ abgeleitet werden.

Obwohl es einige gut mit der LFR übereinstimmende Versuchsergebnisse gibt /9/ bis /12/, haben solche mit nur teilweiser oder schlechter Übereinstimmung /13/ bis /26/ die Suche nach Modifikationen oder Randbedingungen motiviert.

Die naheliegendste Modifikation besteht darin, die gemessenen Werte der Gesamtschädigung als Konstante C einzuführen und deren Abhängigkeiten zu bestimmen:

$$\sum_i (t_i/t_{m,i}) = C$$

Dies wurde von L. Mordfin et al. /14/ erstmals vorgeschlagen, und es wurde mit gutem Erfolg von verschiedenen Autoren angewendet /4/, /17/, /27/, /28/. Die gleiche Formel wurde von M. Grounes /29/ aus einer verallgemeinerten Gleichung, die auf der chemischen Reaktionsgeschwindigkeitstheorie basiert, für $C < 1$ abgeleitet.

Alle weiteren hier aufgeführten Modifikationen haben als Summe der Teilschädigungen den Wert 1.

Oding und Burduksi /30/ nahmen aufbauend auf der LFR an, daß die Entstehungsgeschwindigkeit für Korngrenzenlöcher der stationären Kriechgeschwindigkeit proportional ist und daß ihre Menge proportional zur Kriechzeit mit dem Exponenten m ist, was zur folgenden Schadensakkumulationsregel führt:

$$\sum_i (t_i/t_{m,i})^m = 1$$

Eine echte Alternative zu dem Bisherigen stellt die Dehnungsanteilregel (DAR) von L.Y. Liberman /31/ dar.

$$\sum_i (\epsilon_i/A_u) = 1$$

Eine Teilschädigung wird analog zur LFR definiert als der Quotient aus der Dehnung ϵ_i während einer konstanten Beanspruchung i und der Bruchdehnung A_u für die gleiche Beanspruchung i . Die nach dieser Methode berechneten Gesamtschädigungen liegen im Schnitt näher bei 1 als die nach der LFR berechneten /10/, weil die Bruchdehnungen weniger vom Werkstoffzustand und den Prüfbedingungen abhängen als die Standzeit, die mitunter um einige Größenordnungen variiert. Der wesentliche Nachteil der Dehnungsanteil-Regel besteht darin, daß für die Bruchvorhersage laufend die Dehnung des Prüflings gemessen werden muß, was die technische Anwendbarkeit sehr begrenzt. Dieser Nachteil gilt auch für alle folgenden Rechenmethoden.

In Analogie zu den beiden genannten Modifikationen der LFR sind auch die folgenden Schadensakkumulationsregeln denkbar:

$$\sum_i (\epsilon_i / A_n) = C \quad \text{und} \quad \sum_i (\epsilon_i / A_n)^m = 1$$

Es gelten hier die gleichen Einschränkungen bezüglich der Vorhersage und der Anwendbarkeit wie die bereits genannten.

Echte Vorhersagen ohne die Bestimmung von Konstanten sind wieder mit der einfachsten Kombination von LFR und DAR nach Voorhees und Freeman /32/ möglich:

$$\sum_i (t_i / t_{m,i} \cdot \epsilon_i / A_u)^{1/2} = 1$$

Die Autoren meinen, daß die Abweichungen der LFR und der DAR mit wenigen Ausnahmen in entgegengesetzte Richtungen gehen, so daß ihr geometrisches Mittel eine wirksame Kompensation beider Fehler darstellt, was bei einer Auswertung in /3/ auch bestätigt wurde. Johnson et al. /33/ glaubte, dies noch derart differenzieren zu können, daß Werkstoffe, die während des Kriechens eine ausgeprägte Rißbildung zeigen und deren Vergleichsspannung die größte Hauptspannung ist, besser mit der DAR zu berechnen seien, während Werkstoffe, die während des Kriechens keine ausgeprägte Rißbildung zeigen und deren Vergleichsspannung nach anderen Festigkeitshypothesen zu berechnen ist, besser mit der LFR zu berechnen seien. Daraus ergab sich die Notwendigkeit einer variablen Wichtung der beiden Anteile in der

Kombination von LFR und DAR.

Abo El Ata und Finnie /3/ schlagen eine Addition beider Anteile mit einem Verteilungsfaktor $0 \leq K \leq 1$ vor:

$$K \sum_i (t_i / t_{m,i}) + (1 - K) \sum_i (\epsilon_i / A_u) = 1$$

Für Werkstoffe ohne ausgeprägte Rißbildung wird $K \approx 1$ und für solche mit frühzeitiger und ausgeprägter Rißbildung wird $K \approx 0$ erwartet. Mit $K = 0,3$ kann der Bereich der in /3/ berechneten Gesamtschädigungen gegenüber der LFR von 0,36 bis 2,43 auf 0,75 bis 1,50 eingeengt werden. Möglicherweise ist K nur noch vom Material, aber nicht mehr von der Belastungsgeschichte abhängig, was schon einen wesentlichen Vorteil gegenüber den anderen genannten "Konstanten" C und m darstellen würde, die ja unbedingt aus Versuchen mit wechselnden Beanspruchungen bestimmt werden müssen und deren Verallgemeinerungsfähigkeit unbekannt ist.

3. Schlußfolgerungen aus der Literatur und Aufgabenstellung

Mit allen dargestellten Rechenregeln sind, wenn sie keine Konstanten enthalten, unsichere, und wenn sie Konstanten enthalten, sichere, aber unechte Vorhersagen der Standzeit bei wechselnden Beanspruchungen zu machen. Das Ziel dieser Arbeit sind aber echte und gleichzeitig sichere Vorhersagen der Standzeit, und das auch möglichst ohne die Notwendigkeit der Dehnungsmessung. Danach muß als Ausgangspunkt der Überlegungen die unmodifizierte life-fraction Regel gewählt werden, der dann noch hinreichende Randbedingungen und/oder nicht beanspruchungsabhängige Konstanten hinzugefügt werden müssen. Die Untersuchung solcher Materialkonstanten wird an vielen Stellen betrieben, aber es können niemals universelle Konstanten gefunden werden, weil in ihnen notwendigerweise alle Materialveränderungen enthalten sind. Daher soll hier auf Konstanten verzichtet werden, und es sollen nur die notwendigen Randbedingungen für die Gültigkeit der LFR formuliert werden. Ein Stichwort für die Ursachen der bisherigen "falschen" Rechenergebnisse sind die in der Literatur häufig genannten Änderungen der Mikrostruktur während der Lebenszeit (z.B. /4/, /15/, /23/, /26/). Dazu passend wird andererseits berichtet, daß thermodynamisch stabile Werkstoffe oder solche mit konstanter standzeitrelevanter Mikrostruktur nach der LFR berechenbar sind /12/. Dies sollte natürlich als Spezialfall in einer allgemeingültigen Randbedingung enthalten sein. Gesucht ist also eine für die LFR allgemeingültige und hinreichende Randbedingung, die sich auf die Änderung der Mikrostruktur bezieht.

4. Modellbeschreibung

Es wird folgende Hypothese aufgestellt:

Eine Teilschädigung, deren Summe beim Erreichen eines Ereignisses E den Wert 1 annimmt, ist dann und nur dann gegeben, wenn die Belastungsbedingungen und der standzeitrelevante Gefügezustand G_i während der Teilzeit t_i (bzw. der Teildehnung ϵ_i) und der "Standzeit" $t_{E,i}$ (bzw. der Ereignisdehnung $A_{E,i}$) gleich sind.

Die mathematische Formulierung der LFR mit der neuen Randbedingung lautet:

$$\sum_i (t_i / t_{E,i}) G_i = 1 \quad ; \quad [\text{bzw. } \sum_i (\epsilon_i / A_{E,i}) G_i = 1]$$

Sie wird im folgenden Lebensanteilregel (LAR) genannt.

Der Unterschied zu der in der älteren Literatur genannten Annahme sowie der in der neueren Literatur /34/ erhobenen Forderung nach konstanter zeitstandrelevanter Mikrostruktur besteht darin, daß in der vorgeschlagenen Lebensanteilregel (LAR) nur gleiches zeitstandrelevantes Gefüge während jedes einzelnen Schrittes i in der Teil- und der Standzeit, aber nicht während der gesamten Lebensdauer unter wechselnden Belastungsbedingungen gefordert wird. Außerdem wird hier unter Gefüge die Mikrostruktur abzüglich der Materialungängen (Löcher, Risse) verstanden.

5. Versuchsmethoden und -materialien

5.1 Allgemeines

Um den entscheidenden Punkt des Modelles, nämlich die notwendige Gefügegenleichheit bei t_i und $t_{E,i}$ während jedes einzelnen Schrittes zu überprüfen, müssen Versuchbedingungen gewählt werden, die eine Gefügegenleichheit während der gesamten Belastungszeit mit Sicherheit ausschließen. Außerdem soll es sich wegen der guten Meßbarkeit des Effektes um Gefügeänderungen handeln, die die Standzeit des Materials um mehr als den Faktor 2 verändern, damit der Gefügeefferkt stärker ist als die "natürliche" Streuung der Standzeiten in Zeitstandversuchen. Eine solche Gefügeänderung findet insbesondere bei der Rekristallisation statt. Als Ereignis soll hier der Probenbruch betrachtet werden, weil er ohne Dehnungsmessung zu beobachten ist, und sicher auch nicht weniger ausgeprägte Effekte zeigt als eine bestimmte Dehnung.

Als Versuchsablauf käme der Spannungswechsel, der Temperaturwechsel und der aus beiden kombinierte Wechsel in Frage. Obwohl mit Temperaturwechseln die eindruckvollsten Ergebnisse zu erzielen sind /36/, soll hier gezeigt werden, daß selbst mit dem versuchstechnisch einfachsten einmaligen Spannungswechsel (bei konstanten übrigen Bedingungen) ein ausreichender Beweis der Hypothese möglich ist.

5.2 Versuchsmethoden

Es muß zunächst von einem Werkstoff das Rekristallisationsverhalten in Abhängigkeit von den Zeitstandvariablen Temperatur, Spannung und Zeit untersucht werden. Dann werden in dem relevanten Parameterbereich Versuche mit wechselnden Belastungsbedingungen durchgeführt, wobei solche mit nur einem Belastungswechsel vorteilhafter sind, weil sie den stärksten Effekt erwarten lassen. Zur Bestimmung der Standzeit für ein bestimmtes Gefüge G_1 werden Proben in der ersten Belastungsstufe den gleichen Bedingungen wie die Wechsellastproben, aber mit Spannungen, die keine meßbare Schädigung hervorrufen, ausgesetzt. Anschließend, nach erfahrener Gefügewandlung, wird in der zweiten Belastungsstufe unter den gleichen Bedingungen wie bei den Wechsellastproben, die Standzeit $t_{m,2}$ bestimmt. Die Standzeit $t_{m,1}$ ist aus Zeitstandversuchen mit Proben im Ausgangszustand bekannt.

5.3 Versuchsmaterial

Da diese Arbeit zusätzlich zu ihrer Allgemeingültigkeit auch noch eine technologische Relevanz für das Projekt Schneller Brüter haben sollte, wurden als Probenmaterial Brennstab-Hüllrohre verwendet, die analog zu ihren Betriebsbedingungen im Zeitstandversuch mit Innendruck belastet wurden.

Der Rohrwerkstoff bestand aus einem titanstabilisierten austenitischen Edelstahl mit der DIN-Bezeichnung X10 NiCrTi 16 16 und der Chargen Nr. B 687 von der Fa. Arbed-Saarstahl. Die chemische Zusammensetzung ist in Gewichtsprozent folgende:

Fe	Ni	Cr	Ti	C	N	B[ppm]
~ 67	16,0	15,7	1,15	0,1	0,007	<10

Die Rohre wurden von der Fa. Mannesmann-Röhrenwerke hergestellt.

Sie wurden vom Hersteller und vom Abnehmer auf Maßhaltigkeit und Fehlerfreiheit geprüft. Der Materialbehandlungszustand ist: Lösungsglühung = 1100°C/ 5 min und Kaltverformung = 20% (Querschnittsreduktion). Die mechanischen Eigenschaften im Zug- und Zeitstandversuch sind in /35/ enthalten. Die Rohrabmessung beträgt 6 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Rohrwandstärke. Die Probenform ist in Abb. 1 dargestellt. Die Probenlänge beträgt 45 mm. Durch Versuche war sichergestellt worden, daß die gemessene Standzeit und die Bruchdehnung ab 35 mm von der Probenlänge unabhängig sind. Zum Vergleich der Versuchsergebnisse von Rohren im mehrachsigen Spannungszustand (Innendruck) mit einaxial belasteten Proben sind die Berechnungen der Vergleichsspannungen aus den Hauptspannungen im Anhang (13.3) beigelegt.

5.4 Versuchseinrichtungen

Die Zeitstandanlage für Rohrrinnendruckversuche besteht aus einer Druckversorgungsanlage, den Zeitstandöfen mit Temperaturregelung und den Wegaufnehmern mit Schreibern zur Registrierung der Dehnung. In der Druckversorgungsanlage wird das Druckübertragungsmedium Argon in Kompressoren verdichtet und in Autoklaven gespeichert. Von dort wird jede Probe einzeln über eine Druckleitung versorgt und von je einem Manometer mit Widerstandsferngeber kontrolliert. Der Druck wird je nach der Güteklasse der Manometer auf einige atü genau gemessen und manuell geregelt. Die Zeitstandöfen sind vertikal hängende Rohröfen mit je drei Heizwicklungen, die automatisch geregelt werden. Die Netzspannung wurde mit Spannungsreglern stabilisiert, und der Laborraum ist durch eine Klimaanlage temperiert, so daß die Probentemperatur auf $\pm 2^{\circ}\text{C}$ konstant bleibt. Die Proben werden in den kalten Ofen eingebaut, etwa 0,5 Std. bis auf Solltemperatur aufgeheizt und dann mit dem Prüfdruck belastet. Die Standzeit der Probe ist der Zeitraum zwischen der Belastung mit Druck und dem Beginn des Druckabfalles. Die Versuche wurden an Normalatmosphäre durchgeführt.

6. Versuchsergebnisse

6.1 Rekristallisationsverhalten

Als Indikator für das Ausmaß der Rekristallisation wurde die Mikrohärtigkeit gemessen (Vickershärtigkeit, HV 0,5 kp/mm²). Zusätzlich wurden zur subjektiven Beurteilung des Rekristallisationsgrades metallographische Schliffbilder bezüglich der Anzahl der unrekristallisierten Körner mit Verformungslinien und bezüglich des Beginnes der Grobkornbildung begutachtet.

Die Härtewerte sind in Tabelle 1 und Abbildung 2 enthalten. Man erkennt, daß bei einer Glühtemperatur von 750°C nach einer Glühzeit von etwa 90 Stunden die Härte nach einem Steilabfall nur noch wenig mit der Zeit abnimmt, d.h. die primäre Rekristallisation abgeschlossen ist.

Ein Einfluß der Spannung ist, obwohl sicher vorhanden, hier nicht identifizierbar. Aus dem Rekristallisationsverhalten wird geschlossen, daß die günstigste Prüftemperatur $T = 750^{\circ}\text{C}$ beträgt, weil bei ihr in der ersten Teilbelastungszeit mit $t_1 = 10$ bis 90 Std. Gefüge mit unterschiedlichem Rekristallisationsgrad gut einstellbar sind.

6.2 Standzeit des Ausgangszustandes

Die Abhängigkeit der Standzeit $t_{m,1}$ von der Tangentialspannung (bzw. dem Rohrrinnendruck) ist für Rohre im Ausgangszustand ($LG = 1100^{\circ}\text{C}/5'$ + KV = 20%) in Tabelle 2 und Abb. 3 dargestellt. Unterhalb einer Spannung von $\sigma_t = 55$ MPa (Rohrrinnendruck $P_i = 80$ atü) ist die Standzeit so groß, daß in den hier gebräuchlichen Belastungszeiten von bis zu einigen hundert Stunden keine meßbaren Schädigungen erzeugt werden. Die Standzeit bei den Innendrücken von 200; 120; 100 bzw. 85 atü beträgt 33,5; 90; 156 bzw. 233 Std.

6.3 Reststandzeit bei wechselnder Spannung

Die Proben werden in zwei Stufen gemäß Abb. 1a belastet. In der ersten Stufe werden der Rohrrinnendruck P_i und damit die Spannung sowie die Belastungszeit t_1 variiert. In der zweiten Stufe werden alle Proben bei dem gleichen Innendruck von $P_i = 200$ atü bis zum Bruch belastet. Die

Versuchsergebnisse sind in Tabelle 3 zusammengestellt. Die Reststandzeit der zweiten Stufe $t_{2,B}$ variiert deutlich mit der Teilzeit t_1 , d.h. mit dem Rekristallisationsgrad.

6.4 Standzeit bei Gefügeänderung

Um das gleiche Gefüge wie in den Proben mit wechselnder Belastung zu erzeugen, werden analoge Versuche zu Punkt 6.3 durchgeführt. Der Unterschied besteht nur darin, daß hier in der ersten Belastungsstufe mit $P_i = 40$ atü eine Spannung gewählt wird, deren zugehörige Standzeit so groß ist, daß die rechnerische Schädigung ungefähr Null ($t_1 / t_{m,1} \approx 0$) und auf jeden Fall vernachlässigbar ist. Damit läuft während t_1 nur eine Gefügeumwandlung ab, die die Standzeit $t_{m,2}$ ($P_2 = 200$ atü) beeinflusst (s. Tab. 4). Diese Abhängigkeit ist in Abb. 4 dargestellt. Wie schon aus dem Rekristallisationsverlauf zu erwarten war, ist nach einer Teilzeit $t_1 \approx 90$ h die Rekristallisation vollständig abgelaufen, und der Bereich mit variablem Gefüge liegt zeitlich davor.

6.5 Teilschädigungen, berechnet nach der LFR und der LAR

Aus den Belastungszeiten t_1 , den Reststandzeiten $t_{2,B}$ und den dazugehörigen Standzeiten $t_{m,1}$ und $t_{m,2}$ werden die Teilschädigungen $S_1 = t_1/t_{m,1}$ und $S_2 = t_{2,B}/t_{m,2}$ berechnet. Nach der life-fraction Regel (LFR) ist $t_{m,2} = 33,5$ h. Das ist das arithmetische Mittel der drei gemessenen Standzeiten mit Proben im Ausgangszustand (LG + KV) bei $P_i = 200$ atü. Nach der Lebensanteilsregel (LAR) dagegen ist $t_{m,2}$ abhängig von dem Gefüge und es gelten die unter Punkt 6.4 gemessenen Standzeiten. In Tabelle 3 sind die nach der LFR bzw. der LAR berechneten Teilschädigungen S_1 und S_2 aufgeführt und in Abb. 5 sind sie dargestellt. Im Idealfall sollte die Summe aus $S_1 + S_2$ genau 1 ergeben, was dem Verlauf der durchgezogenen Linie entsprechen würde. Die nach der LAR berechneten Meßpunkte folgen diesem Kurvenverlauf in einem normalen Streuband. Es sind keine systematischen Abweichungen und keine weiteren Abhängigkeiten zu erkennen, und die Streubreite entspricht dem Meßverfahren. Die nach der LFR berechneten Meßpunkte dagegen liegen bis auf einen Punkt alle unterhalb der Ideallinie, d.h. es liegt eine systematische Abweichung vor. Die Ursache dafür ist die nicht berücksichtigte Änderung des Gefüges und damit die Verwendung einer "falschen" Standzeit $t_{m,2}$. Außerdem ist die nach der LFR berechnete Restschädigung S_2 vom

Innendruck der ersten Belastungsstufe P_1 abhängig. Mit dem kleinsten Innendruck sind (wegen der entsprechend längeren Glühzeiten) die stärksten Abweichungen der Restschädigung S_2 von der Ideallinie mit $S_1 + S_2 = 1$ verbunden.

6.6 Reststandzeit, berechnet nach der LFR und der LAR

Die beiden Schadensakkumulationsregeln sollen im allgemeinen dazu dienen, nach einer Vorgeschichte mit wechselnden Belastungsbedingungen eine Reststandzeit zu bestimmen. Dabei wird vorausgesetzt, daß die Bruchschädigung den Wert 1 hat. Abb. 6 zeigt einen Vergleich der nach der LFR und nach der LAR berechneten Reststandzeiten mit den gemessenen. Die nach der LAR berechneten Werte stimmen innerhalb eines akzeptablen Streubandes (Faktor 2), aber ohne systematische Abweichung mit der Ideallinie überein. Die nach der LFR berechneten Werte dagegen weichen von den gemessenen bis zu 2 Größenordnungen (Vers. Nr. 2737) ab. Dabei sind die Berechnungen umso falscher, je länger die Zeit t_1 war, während der sich das Gefüge ändern konnte.

7. Diskussion der Versuchsergebnisse

7.1 Quantität und Qualität der Meßdaten

7.1.1 Rekristallisationsverhalten, Härteprüfung

Die in Abb. 2 dargestellten Werte der Vickers-Härte in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur, der Glühzeit und dem Rohrinnendruck streuen stark, obwohl jeder Punkt den Mittelwert aus 5 Einzelmessungen darstellt. Die Streuung ist allerdings verständlich, weil es mikroskopisch gesehen nur zwei Härte werte gibt, den des Ausgangsgefüges mit $HV\ 0,5 \approx 250\ \text{kp/mm}^2$ und den des rekristallisierten Gefüges mit $HV\ 0,5 \approx 135\ \text{kp/mm}^2$. Ein teilrekristallisiertes Gefüge ist eine manchmal ungleichmäßige Mischung aus beiden. Da ein Härteeindruck mit $HV\ 0,5$ die Größe eines Kornes hat, also durchaus keine Fläche mit einem repräsentativen Anteil an rekristallisiertem und nicht rekristallisiertem Gefüge überdeckt, sind die Meßwerte sehr unterschiedlich und ergaben auch beim Mitteln von 5 Messungen nicht immer ein repräsentatives Bild. Andererseits erfüllen diese Messungen voll ihre Aufgabe, die günstigste Prüftemperatur auszuwählen, da mit ihrer Hilfe gut festgestellt werden kann, daß bei 750°C die Rekristallisation in Zeiten abläuft, die für Zeitstandversuche günstig sind, während sie bei 700°C ungünstig langsam und bei 800°C ungünstig schnell abläuft.

7.1.2 Standzeiten des Ausgangszustandes

Die Zeitstandkurve des Ausgangsgefüges (Abb. 3) hat wegen der Gefügestabilität starke Streuungen. Trotz dieser unvermeidbar geringen Qualität reicht sie aber aus, um die erste Teilschädigung S_1 und die Reststandzeiten zu berechnen. Es könnten lediglich an jedem Meßpunkt in Abb. 5 ein waagerechter und in Abb. 6 ein senkrechter Streufeldbalken mit dem Faktor 1,5 angebracht werden, was allerdings den Vergleich zwischen der Berechnung nach der LFR und der LAR nicht beeinflußt. Wäre der Gefügeeinfluß auf die Reststandzeit geringer gewesen als es hier der Fall ist, dann hätte eine Zeitstandkurve mit weniger Streuung, z.B. die für eine Prüftemperatur von 700°C , benutzt werden müssen. Das wäre allerdings mit einer Verlängerung der Standzeiten um eine Größenordnung verbunden gewesen und ist aus Zeitgründen (vorläufig) vermieden worden.

7.1.3 Reststandzeiten bei wechselnder Spannung

Die Reststandzeiten der Proben mit wechselnder Belastung streuen etwas stärker als normale Zeitstandproben, weil sie als Fehlerursachen außer dem Zeitstandversuch im zweiten Versuchsabschnitt auch noch die Gefügeumwandlung im ersten Versuchsabschnitt enthalten. Als Ausreißer aber könnte man allenfalls die Probe Nr. 2737 mit der kürzesten aller Reststandzeiten von $t_{2,B} = 0,2$ h ansehen. Hier wären ergänzende Versuche zur weiteren Absicherung der Messung zwar sinnvoll, aber nicht unbedingt notwendig.

7.1.4 Standzeiten bei Gefügeänderungen

Die Messungen der in Abb. 4 dargestellten Proben ohne meßbare Schädigung während der ersten Teilzeit stellen ein Minimum an Aufwand dar. Insbesondere die Standzeiten nach langen Teilzeiten t_1 (mit 40 atü) könnten durch zusätzliche Werte abgesichert werden.

7.1.5 Allgemeine Beurteilung

Die Streuungen der Versuchsergebnisse entsprechen den Prüfbedingungen. Sie sind nicht deutlich zu verbessern. Die Zuverlässigkeit der Aussagen ist allerdings noch etwas verbesserungsfähig, wenn die Anzahl der Messungen, insbesondere für lange Teilzeiten t_1 erhöht wird.

7.2 Beweis der Hypothese

Die Meßdaten sollen die in 4. erläuterte Hypothese beweisen, wonach eine exakte Berechnung der Reststandzeit nach wechselnden Belastungsbedingungen nur dann möglich ist, wenn während jeder Teilzeit die Teilschädigung unter Berücksichtigung des Gefügestandes berechnet wird. Ohne Berücksichtigung der Gefügeumwandlungen, wie dies bei der life-fraction Regel (LFR) der Fall ist, sollen wesentliche Abweichungen der berechneten und der gemessenen Restschädigung und Reststandzeit auftreten, während bei den gleichen Versuchen bei Benutzung der Lebensdaueranteilregel (LAR) sowohl die Restschädigung als auch die Reststandzeit zwar mit erklärbaren Streuungen, aber ohne systematische Abweichungen von den gemessenen Werten berechnet wird.

7.2.1 Restschädigung

Die durchgezogene Linie ist die Ideallinie, auf der die Summe beider Teilschädigungen (die Bruchschädigung) $\sum S_i = 1$ ist. Es ist ersichtlich, daß die nach der Lebensanteilregel berechneten Punkte zwar um die Ideallinie streuen, aber nicht systematisch von ihr abweichen. Die Streuung von S_2 liegt bis auf 3 Werte innerhalb eines Streubandes mit dem Faktor 2. Die Streuung nimmt mit zunehmender Teilschädigung S_1 zu, weil die Reststandzeiten und die Standzeiten bei großer S_1 relativ kurz sind. Hier ist am ehesten ein Anlaß gegeben, die Versuche bei einer Prüftemperatur von 700°C zu wiederholen, damit diese Zeiten um eine Größenordnung länger und dadurch wahrscheinlich auch zuverlässiger werden.

Ein deutlich anderes Bild zeigen die nach der life-fraction Regel berechneten Daten. Sie weichen bis auf einen Meßpunkt systematisch von der Ideallinie in der Art ab, daß die aus den Reststandzeiten berechneten Teilschädigungen S_2 zu klein sind.

Die Ursache liegt darin, daß die zur Berechnung von $S_2 = t_{2,B}/t_{m,2}$ benutzte Standzeit $t_{m,2} = 33,5$ h zu groß ist, d.h. während der Teilzeit t_1 haben Gefügeänderungen stattgefunden, die die Standzeit $t_{m,2}$ von 33,5 h auf einen niedrigeren Wert reduziert haben, was aber in der LFR nicht berücksichtigt wird.

7.2.2 Reststandzeit

Die Gegenüberstellung der gemessenen und der berechneten Reststandzeiten $t_{2,B}$ in Abb. 6 zeigt noch deutlicher als Abb. 5 die Zuverlässigkeit der Berechnung nach der LAR und ihre Überlegenheit gegenüber den Berechnungen nach der LFR. Die Berechnungen nach der LAR folgen über 2 Größenordnungen in einem gut erklärbaren Streuband (Faktor 2 bedingt durch Zeitstandversuche und zunehmend zu kürzeren Reststandzeiten) ohne erkennbare systematische Abweichung der Linie für ideale Übereinstimmung von Rechnung und Messung. Die nach der life-fraction Regel berechneten Reststandzeiten dagegen weichen bis zu zwei Größenordnungen und systematisch von den Messungen ab, was wiederum auf die nicht berücksichtigte Gefügeänderung während der ersten Teilzeit zurückzuführen ist.

7.2.3 Allgemeines

Die Abbildungen 5 und 6 beinhalten eine Verifizierung der in Kapitel 4 beschriebenen Hypothese. Sie erfüllen die unter 5.1 genannten Anforderungen und das bei bemerkenswert geringem experimentellen Aufwand. Ein Belastungswechselversuch mit nur einer Laständerung bei ansonsten konstanten Belastungsbedingungen (Temperatur, Umgebung) stellt ein experimentelles Minimum dar, Trotzdem ist der Effekt, der sich bei Beachtung bzw. Nichtbeachtung der Gefügeänderungen ergibt, deutlich sichtbar. Mit etwas größerem experimentellem Aufwand ist es allerdings möglich, noch sehr viel stärkere Effekte zu erzielen. In einer mehr anwendungsbezogenen Arbeit /36/ wurden bei gleichzeitiger Änderung von Temperatur und Spannung mit einem ähnlichen Werkstoff Abweichungen von drei Größenordnungen in der Reststandzeit zwischen Messung und Berechnung nach der LFR bei gleichzeitig guter Übereinstimmung nach der LAR gefunden.

8. Anwendung der LAR bei kontinuierlichen Beanspruchungsänderungen

Die kontinuierliche Belastungsänderung ist der Grenzwert der bisher behandelten stufenweisen Belastung mit unendlichen vielen Stufen.

Im Prinzip gelten die gleichen Aussagen, nur sind die experimentellen Schwierigkeiten größer und bei unendlich vielen Stufen theoretisch unendlich. Zur Berechnung der jeweils akkumulierten Schädigung müßten nämlich unendlich viele Standzeiten $t_{m,i}$ bekannt sein, um unendlich viele Teilschädigungen ausrechnen zu können.

Hier ist folgende Näherung möglich:

Eine zeitlich kontinuierliche nichtlineare Belastungsänderung (Temperatur oder Spannung) wird näherungsweise in mehrere lineare Rampen eingeteilt. Jede Rampe wird wiederum näherungsweise in Teilstücke mit gleichem Gefüge eingeteilt. Für jedes Teilstück wird eine äquivalente Spannung oder Temperatur berechnet (Definitionen und Ableitungen sind im Anhang aufgeführt):

$$\sigma_{\ddot{a}q} = \left[\frac{\sigma_E^{n+1} - \sigma_A^{n+1}}{(n+1)(\sigma_E - \sigma_A)} \right]^{1/n}$$

$$T_{\ddot{a}q} = \frac{Q}{R} \left\{ \ln(T_E - T_A) - \ln \int_{T_A}^{T_E} \exp - (Q/RT) dT \right\}^{-1}$$

Darin ist n der Spannungsexponent der Kriechgeschwindigkeit, R ist die allgemeine Gaskonstante, Q ist die scheinbare Aktivierungsenergie der Kriechgeschwindigkeit oder Standzeit und die Indices A und E bedeuten Anfang und Ende der Rampe. Bei denjenigen thermisch aktivierten Gefügeumwandlungen (wie z.B. der Rekristallisation), wo die Aktivierungsenergie der Gefügeumwandlung ungefähr gleich der des Kriechens ist, kann die Unterteilung der Temperaturrampen in Teilstücke unterbleiben, weil die äquivalenten Temperaturen beider Prozesse gleich sind.

Damit sind kontinuierliche Beanspruchungsänderungen näherungsweise in diskrete Beanspruchungsstufen mit jeweils konstanten Beanspruchungen überführbar, und es sind die Schädigungen und Reststandzeiten nach den bisher beschriebenen Methoden berechenbar. Zusätzlich können noch alle Belastungsstufen zu einer einzigen zusammengefaßt werden, wenn bei allen Belastungsstufen die Werkstoff-Konstanten n bzw. Q und das Gefüge konstant bleiben /47/.

9. Schlußfolgerungen und Ausblick

Obwohl die Rekristallisation bei dem verwendeten austenitischen Stahl eine sehr standzeitrelevante Gefügeänderung hervorruft und der gemessene Effekt eine eindeutige Verifizierung der Lebensanteilregel darstellt, ist es doch sicher interessant, auch andere Gefügeänderungen zu untersuchen und damit die LAR zusätzlich zu bestätigen. Dafür geeignet wären alle Phasenumwandlungen im festen Zustand, wie z.B. eutektoide, peritektoide, martensitische und Ordnungsumwandlungen sowie die Ausscheidungsvorgänge und natürlich auch die Umwandlung von Versetzungsstrukturen. Bei nicht sehr standzeitrelevanten Gefügeänderungen wird es allerdings schwierig sein, die Streuung der Zeitstandwerte kleiner als den zu beobachtenden Effekt zu halten. Außerdem ist darauf zu achten, daß nicht mehrere in etwa gleich starke Effekte gleichzeitig ablaufen. Mitunter ist es beispielsweise notwendig, zur Vermeidung einer Überlagerung des Einflusses der Versetzungsstrukturen nur Temperaturwechsel durchzuführen und zusätzlich ein reines Metall oder eine Legierung mit lückenloser Mischkristallreihe zu wählen, damit keine Phasenänderung infolge der Temperaturänderungen eintritt. Wenn dagegen der Einfluß der Versetzungsstrukturen untersucht werden soll, sind Spannungswechsel durchzuführen, und es sind durch entsprechende Wahl des Werkstoffes und der Prüftemperatur alle sonstigen Gefügeänderungen auszuschalten.

Trotz des vorläufig noch bescheidenen experimentellen Aufwandes wird angenommen, daß die Ergebnisse folgendermaßen verallgemeinert werden dürfen:

1. Die LAR gilt für alle Prozesse und Werkstoffe mit einem stetigen Verlust an Gebrauchseigenschaften, insbesondere für das Kriechen von Metallen und Legierungen.
2. Die LAR gilt für alle Ereignisse, die im Verlauf des Verlust-Prozesses eintreten, insbesondere für das Erreichen bestimmter Dehnungen oder des Bruches.
3. Die LAR ist auch auf kontinuierliche Belastungsänderungen anwendbar.
4. Eine Teilschädigung im Sinne der LAR ist auch dann gegeben, wenn die Belastungsbedingungen und der Gefügestand während einer Teildehnung und der Bruchdehnung gleich sind.

Die technische Anwendung der Lebensanteilregel hängt davon ab, in wie weit von dem jeweiligen Werkstoff die Abhängigkeit des Gefüges von Temperatur, Spannung, Zeit und dem Anfangszustand bekannt sind und ob zu den jeweiligen Gefügezuständen die Standzeiten bereits gemessen wurden. Gegenwärtig wird man in der Regel in Ermangelung dieser Daten und Kenntnisse wie in dieser Arbeit eine nicht schädigende analoge Behandlung von Zeitstandproben durchführen müssen, um an ihnen die zu jedem Gefügezustand gehörende Zeitstandfestigkeit bzw. Standzeit zu messen. Mit zunehmender Kenntnis der Abhängigkeiten des Gefüges lassen sich dann sicher Zusammenfassungen und zeitliche Abkürzungen der analogen Behandlung zur Erzeugung eines bestimmten Gefüges finden. Die Durchführung der Zeitstandversuche an solchermaßen präparierten Proben aber ist unumgänglich.

In diesem Sinne sind die wichtigsten Zukunftsaufgaben die Aufstellung einer Zustandsgleichung mit dem Gefügezustand als Reaktionsgröße und der Temperatur, der Spannung, der Zeit und dem Anfangsgefüge als Zeitstandvariablen, und die Messung der Zeitstandfestigkeit der verschiedenen möglichen Gefügezustände.

10. Zusammenfassung

Die häufig berichtete Unzuverlässigkeit der life-fraction Regel gab den Anlaß, über deren Ursachen nachzudenken und diese, wenn möglich, abzustellen. Es wurde angenommen, daß die in der Literatur häufig genannte Instabilität des Werkstoffgefüges die Ursache der Unzulänglichkeiten ist. Daraus wurde die Hypothese formuliert, daß eine Teilschädigung von 1 nur dann vorliegt, wenn die Teilbelastungszeit und die Standzeit, die durcheinander dividiert werden, das gleiche Werkstoffgefüge haben. Die experimentelle Überprüfung erbrachte selbst unter einfachsten Versuchsbedingungen (ein Spannungswechsel) eine gute Bestätigung der Annahmen. Wahrscheinlich ist die Hypothese noch weitgehend verallgemeinerungsfähig. Sie wird hier Lebensanteil-Regel (LAR) genannt.

11. Literaturverzeichnis

- /1/ Robinson, E.L.
Effect of Temperature Variation on the Creep Strength of Steels.
Trans. ASME (1938), S. 253-259
- /2/ Robinson, E.L.
Effect of Temperature Variation on the Long-Time Rupture Strength
of Steels.
Tran. ASME 74 (1952), S. 777-781
- /3/ Abo El Ata, M.M.; Finnie, I.
A Study of Creep Damage Rules.
Journal of Basic Engineering 94 (1972), S. 533-543
- /4/ Sander, M.
Zum Zeitstandverhalten warmfester Stähle unter veränderlicher
Belastung und Temperatur.
Dr.-Ing. Diss. TH Darmstadt (1974) D - 17
- /5/ Roberts, B.W.; Ellies, F.V.; Bynum, J.E.
Remaining Creep or Stress-Rupture Life Under Nonsteady Temperature
and Stress.
Journal of Engineering Materials and Technology, 101 (1979)
S. 331-336
- /6/ Odqvist, F.; Hult, J.
Kriechfestigkeit metallischer Werkstoffe.
Springer-V. Heidelberg (1962) S. 233-236
- /7/ Lindborg, U.
Creep Cracks and the Concept of Damage.
Journal of Mech. Phys. Solids 16 (1968) S. 323-328
- /8/ Miller, J.
Effect of Temperature Cycling on the Rupture Strength of Some
High-Temperature-Alloys.
ASTM STP 165

- /9/ Rowe, G.H.; Meck, H.R.
Stress-Rupture of Metals Under Increasing Stress.
Journal of Basic Engineering 87 (1965) S. 875-878
- /10/ Goldhoff, R.M.
Uniaxial Creep Rupture Behaviour of Low-Alloy Steel under Variable
Loading Conditions.
Journal of Basic Engineering (1965) S. 374-378
- /11/ Montandon, R.; Kirchner, F.
Einfluß von Temperatur- und Spannungsschwankungen auf das Zeitstand-
verhalten des Stahles X8 CrNiWTi 17 13.
Stahl und Eisen 86 (1966) S. 172-174
- /12/ Boček, M.
Lifetime and Failure Strain Prediction for Material Subjected to
Nonstationary Tensile Loading Conditions; Application to Zircaloy-4.
ASTM STP 754 (1982), S. 329-349
- /13/ Conghey, R.H.; Hoyt, W.B.
Effects of Cyclic Overloads on the Creep Rates and Rupture Life of
Inconel at 1700 and 1800^oF.
ASTM STP 165
- /14/ Mordfin, L.; Halsey, N.; Greene, G.E.
Investigations of Creep Behaviour of Structural Joints under
Cyclic Loads and Temperatures.
NASA-TN-D 181 (1959)
- /15/ Schmidt, W.
Kriechverhalten zweier Cr-Ni-Stähle mit 15% Cr, 35% Ni und unterschied-
lichen Kohlenstoffgehalten. 1. und 2. Teil.
DEW-Technische Berichte 6 (1966) S. 41-100

- /16/ Schmidt, W.
Einfluß von Belastungsänderungen auf das Kriechverhalten hoch-
warmfester Werkstoffe.
DEW - Technische Berichte 9 (1969) S. 247-264
- /17/ Schäfer, L.; Closs, K.D.
Beschreibung der Kriechkurven zweier austenitischer Stähle aus
Zeitstandversuchen mit konstanter Lastanstiegsgeschwindigkeit.
KfK 1963 (1974)
- /18/ Webster, G.A.; Pearcey, B.J.
The Effects of Load and Temperature Cycling on the Creep Behaviour
of a Nickel-Base Alloy.
Trans. ASM 59 (1966) S. 847-859
- /19/ Webster, G.A.; Sullivan, C.P.
Some Effects of Temperature Cycling on the Creep Behaviour of a
Nickel-Base Alloy.
Journal of the Institute of Metals (1967) S. 138-142
- /20/ Day, M.F.; Cummings, W.M.
Creep of a Carbon Manganese Steel under Cyclic Stress and
Temperature.
NEL-Report 342 (1968)
- /21/ Goldhoff, R.M.; Woodford, D.A.
The Evaluation of Creep Damage in a Cr-Mo-V Steel.
ASTM STP 515 (1972) S. 89-106
- /22/ Woodford, D.A.
A Critical Assessment of the Life Fraction Rule for Creep-Rupture
under Nonsteady Stress or Temperature.
In: Internat. Conference on Creep and Fatigue in Elevated Temperature
Applications. (1973/4) Philadelphia/Sheffield, S. 180.1-180.6
- /23/ Woodford, D.A.
Creep Damage and the Remaining Life Concept.
Journal of Engineering Materials and Technology 101(1979)
S. 311-316

- /24/ Woodford, D.A.
Creep Damage Concepts and Applications to Design Life Prediction.
In: Wilshire, B.; Owen, D. (Hrsg.): Creep and Fracture of Engineering
Materials and Structures.
Proceedings of the Internat. Conference in Swansea (1981) S. 603-616
- /25/ Hart, R.V.
Assessment of Remaining Creep Life Using Accelerated Stress-Rupture
Tests.
Metals Technology 3 (1976) S. 1-7
- /26/ Hart, R.V.
The Effect of Prior Creep on the Rupture Properties of Power Plant
Alloys and the Use of such Properties to Determine Remaining
Creep Life.
In: Internat. Conference on Engineering Aspects of Creep (Vol. II)
in Sheffield (1980) S. 207-216
- /27/ Granacher, J.; Barth, H.; Rieth, P.
Langzeitverhalten warmfester Stähle unter zeitlich veränderlicher
Beanspruchung in der Energietechnik.
In: Ilschner, B. (Hrsg.): Festigkeit und Verformung bei hoher
Temperatur. Symposium der DGM, Erlangen, 21.-22. Oktober 1982, S. 233-260
- /28/ Barth, H.; Granacher, J.; Kloos, K.H.; Rieth, P.
Hochtemperaturverhalten warmfester Stähle unter zeitlich verän-
derter Beanspruchung.
In: VGB-Konferenz "Werkstoffe und Schweißtechnik im Kraftwerk 1983".
Düsseldorf, 13.-14. Januar 1983, S. 137-164
- /29/ Grounes, M.
A Reaction-Rate Treatment of the Life Fraction Hypothesis in Creep
Testing.
Journal of Basic Engineering (1969) S. 56-58
- /30/ Oding, I.A.; Burdukski, W.W.
Der Beschädigungsprozeß in Metallen beim Kriechen.
In: Grammel (Hrsg.): IUTAM Colloquium über Verformung und Fließen
des Festkörpers, 1955, Springer-V., Berlin (1956) S. 298-303

- /31/ Liberman, L.Y.
Relaxation Strength of El 612 and 20 Kh1M1F1 Steels during Tension
and Failure.
Metal Science and Heat Treatment 4 (1962) S. 137-141
- /32/ Voorhees, H.R.; Freeman, J.W.
Notch Sensitivity of Aircraft Structural and Engine Alloys.
WADC TR 57-58 Pt II (1959) S. 11-39
- /33/ Johnson, A.E.; Henderson, J.; Khan, B.
Complex-Stress Creep, Relaxation and Fracture of Metallic Alloys.
Her Majesty's Stationary Office, Edinburgh (1962) S. 22-32
- /34/ Boček, M.^V
A Phenomenological Model for High Temperature Creep and Rupture
of Materials Subjected to Non-Stationary Loading Conditions
In: Wilshire, B.; Owen, D.R.J. (Hrsg.): Proceedings of the
Second Internat. Conference on Creep and Fracture of Engineering
Materials and Structures. Swansea, U.K., 1.-6. April 1984;
Pineridge Press, 1984, S. 1307-1318
- /35/ Schäfer, L.; Kempe H.
Das Zeitstandverhalten von Rohren aus austenitischen Stählen bei
Belastung durch Innendruck.
KfK 3614 (1983)
- /36/ Schäfer, L.
Auswirkungen simulierter Kühlmitteldurchflußstörungen des SNR-300
(Notkühlfälle) auf das Zeitstandverhalten unbestrahlter Brennstab-
Hüllrohre.
KfK 3828 (1984)
- /37/ Boček, M.^V
Tensile Creep Rupture at Cyclic Load Variation.
Journal of Nuclear Materials 82 (1979) S. 60-64
- /38/ Boček, M.^V
On the Comparison Between Stationary and Non-Stationary High
Temperature Tensile Creep.
Journal of Nuclear Materials 102 (1981) S. 47-53

- /39/ Taira, S.
Lifetime of Structures Subjected to Varying Load and Temperature.
1st UITAM-Symposium on Creep in Structures;
Springer-V., Berlin (1962), S. 96
- /40/ Lamé, G.
Lecons sur la Théorie Mathématique de L'Elasticité des Corps Solides
Paris: Bachelier 1852
- /41/ Wellinger, K.; Dietmann, H.
Festigkeitsberechnungen
Stuttgart: Alfred Kröner 1966
- /42/ Dietmann, H.
Spannungszustand und Festigkeitsverhalten
MPA Stuttgart, Techn.-wiss. Bericht, Heft 68-04 (1968)
- /43/ Closs, K.D.; Schäfer, L.
Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüll-
rohrproben mit und ohne Bestrahlung.
In: Dalle Donne, M.; Kummerer, K.; Schroeter, K. (Hrsg.):
Proceedings of an International Meeting on Fast Reactor Fuel and
Fuel Elements.
Karlsruhe, September 28-30, 1970
Karlsruhe: Gesellschaft für Kernforschung mbH. 1970, S. 675-698
- /44/ Boček, M.; Petersen, C.; Schmidt L.
The Lifetime and Failure Strain Prediction of Zircaloy-4 Cladding
Loaded under Loca-Similar Temperature Ramp Conditions.
Nuclear Technology 62 (1983) S. 284-297
- /45/ Boček, M.
Creep Rupture at Monotonous Stress and Temperature Ramp Loading;
I Calculations
Journal of Nuclear Materials 82 (1979) S. 329-338
- /46/ Schäfer, L.
Unveröffentlichte Notiz vom 12.5.1982
- /47/ Schäfer, L.
Unveröffentlichte Notiz vom 26.2.1985

12. Definitionen und Nomenklatur

Definitionen

- t_i = Teilbelastungszeit
- $t_{i,B}$ = Reststandzeit (mit Bruch)
- $t_{m,i}$ = Standzeit
- S_i = $t_i / t_{m,i}$ = Teilschädigung von 1
- G_i = Gefüge = Mikrostruktur ohne Berücksichtigung der Ungängen
(Löcher, Risse)

Die äquivalente Spannung bzw. Temperatur zu einer zeitlich linearen Rampe ist konstant. Sie erzeugt in der gleichen Zeit die gleiche integrale Wirkung.

Symbole

- $C; K; m$ = Konstanten
- n = Spannungsexponent der Kriechgeschwindigkeit
- Σ = Summe
- T [K] = Temperatur
- P_i [atü] = Rohrinnendruck
- ϵ [%] = Kriechdehnung
- A_u = Kriechbruchdehnung
- Q [Kcal/Mol] = scheinbare Aktivierungsenergie des Kriechens
- R [Kcal/K·Mol] = allgemeine Gaskonstante
- σ [MPa] = Spannung

Indices

i; n	=	beliebige positive ganze Zahl
m	=	Bruch
A	=	Anfang
E	=	Ende
t	=	tangential (= azimuthal)
äq	=	äquivalent
S	=	Schmelze

Abkürzungen

LFR	=	<u>l</u> ife- <u>f</u> raction <u>R</u> egel
LAR	=	<u>L</u> ebens <u>a</u> nteil- <u>R</u> egel
DAR	=	<u>D</u> ehnungs <u>a</u> nteil- <u>R</u> egel
LG	=	<u>L</u> ösung <u>g</u> lühung
KV	=	<u>K</u> alt <u>v</u> erformung
HV	=	<u>H</u> ärte <u>V</u> ickers

13. Anhang

13.1 Berechnung der äquivalenten Spannung

Zu einer zeitlich linearen Spannungsrampe soll eine äquivalente konstante Spannung berechnet werden, die die gleiche integrale Wirkung bezüglich der Standzeit, d.h. den gleichen Standzeitverbrauch bzw. die gleiche Schädigung S hat.

Für eine Rampe mit unbekanntem Ende hat Boček /45/ die äquivalente Spannung in Abhängigkeit von der Anfangsspannung σ_A , der Standzeit bei der Anfangsspannung $t_m < \sigma_A >$, dem linearen Spannungsanstieg $\dot{\sigma}$ und dem Spannungsexponenten der Kriechgeschwindigkeit n bestimmt:

$$\sigma_{\text{äq}} = \sigma_A \left(\frac{\sigma_A}{\dot{\sigma} \cdot t_m} \right)^{-1/n+1} \cdot (n+1)^{-1/n(n+1)} \quad \dots (1)$$

Ebenso hat Boček /37/ die äquivalente Spannung für eine sägezahnförmige Spannungsfolge in Abhängigkeit von der minimalen Spannung σ_1 , der maximalen Spannung σ_2 und dem Spannungsexponenten der Kriechgeschwindigkeit n bestimmt:

$$\sigma_{\text{äq}} = \sigma_1 \left[\frac{a^{(n+1)} - 1}{(a-1)(n+1)} \right]^{\frac{1}{n}} \text{ mit } a = \sigma_2 / \sigma_1 \quad \dots (2)$$

Die Gleichungen (1) und (2) sind nach Umstellungen auf Rampen mit bekanntem Anfang und Ende anwendbar. Sie können dann auch in der von Schäfer /46/ abgeleiteten Form benutzt werden:

$$\sigma_{\text{äq}} = \left[\frac{\sigma_E^{n+1} - \sigma_A^{n+1}}{(n+1) \cdot (\sigma_E - \sigma_A)} \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots (3)$$

13.2 Berechnung der äquivalenten Temperatur

Zu einer zeitlich linearen Temperaturrampe soll eine äquivalente konstante Temperatur berechnet werden, die die gleiche integrale Wirkung bezüglich der Standzeit, d.h. den gleichen Standzeitverbrauch bzw. die gleiche Schädigung hat.

Die akkumulierte Schädigung während einer linearen Temperaturrampe von T_A nach T_E beträgt:

$$\int_{T_A}^{T_E} t_m^{-1} \cdot dt = S \quad \dots (1)$$

Die Temperaturabhängigkeit der Standzeit ist:

$$t_m(T) = K \cdot \exp(Q/RT) \quad \dots (2)$$

(Darin ist K eine Konstante, Q die effektive Aktivierungsenergie und R die allgemeine Gaskonstante).

Die Temperaturänderung \dot{T} ist:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} = \frac{T_E - T_A}{t_E - t_A} \quad \dots (3)$$

(1), (2) und (3) ergibt:

$$\int_{T_A}^{T_E} \exp - (Q/RT) dT = S \cdot K \cdot \frac{T_E - T_A}{t_E - t_A} \quad \dots(4)$$

Das Integral $\int \exp - (a/x) dx$ ist analytisch nicht lösbar. Man kann eine von Boček vorgeschlagene Näherung benutzen /38/, oder das Integral numerisch unter Verzicht auf die Auffindung einer angenäherten Stammfunktion lösen. Hier wird die numerische Lösung empfohlen, weil sie mit nur geringem Rechenaufwand durchführbar ist.

Die Schädigung während der äquivalenten Temperatur ist:

$$S = \frac{t_E - t_A}{t_{m, \text{äq}}} \quad \dots (5)$$

Die Temperaturabhängigkeit der Standzeit ist:

$$t_{m,\ddot{a}q}(T_{\ddot{a}q}) = K \cdot \exp(Q/RT_{\ddot{a}q}) \quad \dots (6)$$

(5) + (6):

$$S = \frac{t_E - t_A}{K \cdot \exp(Q/RT_{\ddot{a}q})} \quad \dots (7)$$

$$\text{oder: } \frac{S \cdot K}{t_E - t_A} = \exp - (Q/RT_{\ddot{a}q}) \quad \dots (8)$$

(8) in (4) eingesetzt:

$$\int_{T_A}^{T_E} \exp - (Q/RT) dT = (T_E - T_A) \cdot \exp - (Q/RT_{\ddot{a}q}) \quad \dots (9)$$

ergibt die äquivalente Temperatur zu:

$$T_{\ddot{a}q} = \frac{Q}{R} \{ \ln(T_E - T_A) - \ln \int_{T_A}^{T_E} \exp - (Q/RT) dT \}^{-1} \quad \dots (10)$$

Damit ist $T_{\ddot{a}q}$ nur abhängig von den Rampengrenzen T_A und T_E und von der Werkstoffkonstanten Q . Äquivalente Temperaturen etwas anderer Art wurden schon von Taira /39/ und Boček /38/ benutzt. Die zur Beschreibung komplexer Versuchsabläufe notwendige analytische (Näherungs-)Lösung des Integrals in Gleichung (10) ist allerdings nur Boček /38/ gelungen.

13.3 Berechnung der Haupt- und Vergleichsspannungen im Rohr

In einem Rohr, das unter Innendruckbelastung steht, werden Spannungen erzeugt, die in drei senkrecht aufeinanderstehenden Hauptspannungsrichtungen zusammengefaßt werden können. Die drei Hauptspannungsrichtungen liegen entsprechend der Rohrgeometrie in tangentialer, axialer und radialer Richtung. Die drei Hauptspannungen können aus dem Innendruck und den Rohrabmessungen für jeden Ort der Rohrwand berechnet werden /40/. Damit können gleiche Belastungsfälle bei unterschiedlichen Rohrabmessungen berechnet werden. Bei den hier vorliegenden relativ dünnwandigen Rohren genügt es allerdings, die mittleren Span-

nungen zu berechnen und die Ortsabhängigkeit zu vernachlässigen. Je dünnwandiger ein Rohr ist, desto geringer sind bei gleicher Materialbeanspruchung die Spannungsunterschiede in der Rohrwand. Daher sind die Spannungsumlagerungen beim plastischen Kriechen des Materials auch vernachlässigbar. Für jeden elastisch-plastischen Zustand haben die mittleren Hauptspannungen folgende Größe:

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

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

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

(Darin bedeuten P_i - Rohrrinnendruck, d_a und d_i - Rohraußen- und innendurchmesser).

Für einen Vergleich der Belastungsfälle, hier der Zeitstandfestigkeit, aus Versuchen mit unterschiedlichem Spannungszustand, beispielsweise bei Zug- und Rohrrinnendruckbelastung, ist es notwendig, aus den drei genannten Hauptspannungen eine Vergleichsspannung σ_V zu berechnen. Diese gibt an, welche Spannung im einaxialen Zugversuch das gleiche Materialverhalten, z.B. eine Standzeit oder eine bestimmte Verformungsgeschwindigkeit, bewirkt wie beispielsweise in dem innendruckbelasteten Rohr, aus dessen Hauptspannungen sie berechnet wurde. Zur Berechnung der Vergleichsspannung muß eine Festigkeitshypothese ausgewählt werden, die dem Material, insbesondere seinem Bruchverhalten am besten entspricht. Nach den Beschreibungen von Wellinger und Dietmann /41/, /42/ sollte für die vorliegenden Werkstoffe die Gestaltsänderungsenergiehypothese am geeignetsten sein, da sie für verformungsfähige Werkstoffe gilt, die durch das Auftreten unzulässig großer plastischer Deformationen versagen. Für andere stabilisierte und ungestabilisierte austenitische Stähle ist dies nachgewiesen worden /43/. Daher wird angenommen, daß die Gestaltsänderungsenergiehypothese (von Mises yield criterion) auch hier anwendbar ist. Sie lautet in der Anwendung auf ein mit Innendruck belastetes Rohr:

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

Mit den Vereinfachungen $\sigma_{ax} = 1/2 \cdot \sigma_t$ und $\sigma_r = 0$ ergibt sich die Näherungslösung:

$$\sigma_v = \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_t = \frac{\sqrt{3}}{2} P_i \frac{1}{(d_a/d_i)-1}$$

14. Danksagungen

Der Autor bedankt sich bei Herrn H.Kempe für die sorgfältige Vorbereitung und Ausführung der Experimente und bei Prof.M.Boček für wertvolle Diskussionen.

Tabelle 1: Mikrohärté (Vickers, HV 0,5 kp/mm²) des 20% kaltverformten 16Cr-16Ni-Stahles (Chg. B 687) nach Glühung bei 700, 750 bzw. 800°C.

Temperatur in °C	Glühzeit in h	Rohrinnendruck in atü				
		Null	40	85	100	120
750 ↓	0	248				
	24					209
	30				209	204
	40				198	192
	48	204	206	203	181	183
	64	194	192	193		185
	72			191	171	
	78					148
	80		156	136	135	
	90				135	
	96	132	140	137		
	120			138		
	168	131	134	129		
	336	124	127			
	504	124				
	697	122				
800 ↓	1	208				
	3	206				
	6	202				
	10	168				
	24	128				
	48	130				
700 ↓	96	207				
	192	204				
	384	207				
	768	213				

Tabelle 2: Zeitstandeigenschaften des 20% kaltverformten 16Cr/16Ni-Stahles
(Chg. B 687) bei 750°C

Versuch Nr.	Rohrinnen- druck P_i in atü	Tangential- Spannung σ_t in MPa	Standzeit t_m in h	tangentiale Bruchdehnung A_u in %
2650	280	189	5	11,3
2179	250	169	12	10,3
2181	250	169	9	4,9
2187	230	155	11	8,7
2581	220	149	23,5	5,7
2188	200	135	33	4,3
2642	200	135	39,5	7,5
2708	200	135	28	6,6
2611	160	108	41,5	7,7
2643	160	108	53	8,8
2191	130	88	63	5,3
2709	120	81	74	3,8
2784	110	74	146	20,5
2192	100	68	103	4,2
2710	100	68	209	15,3
2711	95	64	239	4,2
2688	90	61	223	4,3
2712	85	57	233	5,0
2610	80	54	> 8.000	
2576	65	44	> 5.500	
2266	60	41	>11.000	

Auswertung: t_m (120 atü) = 90 h
 t_m (100 atü) = 156 h
 t_m (85 atü) = 233 h

Tabelle 3: Zeitstandversuche mit einem Spannungswechsel ($P_1 \rightarrow P_2 = 200 \text{ atü}$) bei 750°C

Versuch Nr.	P_1 in atü	t_1 in h	$t_{m,1}$ in h	S_1	$t_{2,B}$ in h	$t_{m,2}$ in h	$S_2(\text{LAR})$	$S_2(\text{LFR})$	Reststandzeit	
				$\frac{t_1}{t_{m,1}}$			$\frac{t_{2,B}}{t_{m,2}}$	$\frac{t_{2,B}}{33,5}$	$t_{2,B}$ in h nach: LAR	LFR
2780	120	16	90	0,178	17,4	30	0,580	0,519	24,7	27,5
2717	"	24	"	0,267	10,8	25	0,432	0,322	18,3	24,6
2722	"	30	"	0,333	12,6	21,2	0,594	0,376	14,1	22,3
2731	"	40	"	0,444	11,3	15,3	0,739	0,337	8,51	18,6
2728	"	48	"	0,533	2,7	11,2	0,241	0,081	5,23	15,6
2733	"	60	"	0,667	3,0	4,5	0,667	0,090	1,50	11,2
2779	100	16	156	0,103	31,5	30	1,050	0,940	26,9	30,1
2726	"	30	"	0,192	16,6	21,2	0,783	0,496	17,1	27,1
2756	"	40	"	0,256	14,0	15,3	0,915	0,418	11,4	24,9
2751	"	48	"	0,308	4,9	11,2	0,438	0,146	7,75	23,2
2749	"	72	"	0,462	0,45	1,8	0,250	0,013	0,97	18,0
2747	"	90	"	0,577	1,1	1,0	1,100	0,033	0,423	14,2
2889	"	120	"	0,769	0,47	1,1	0,424	0,014	0,254	7,7
2771	85	16	233	0,069	24,9	30	0,830	0,743	27,9	31,2
2776	"	30	"	0,129	10,7	21,2	0,505	0,319	18,5	29,2
2738	"	48	"	0,206	5,9	11,2	0,527	0,176	8,89	26,6
2836	"	72	"	0,309	1,7	1,8	0,944	0,051	1,24	23,1
2724	"	96	"	0,412	0,9	0,9	1,000	0,027	0,53	19,7
2737	"	120	"	0,515	0,2	1,1	0,182	0,006	0,53	16,2
2844	"	190	"	0,815	0,4	~1,5	0,267	0,012	0,28	6,2
2879	"	192	"	0,824	0,58	~1,5	0,389	0,017	0,26	5,9
2883	"	162	"	0,695	0,35	~1,5	0,233	0,010	0,46	10,2
2888	"	128,5	"	0,552	0,48	1,1	0,439	0,014	0,49	15,0

Tabelle 4: Standzeit nach Gefügeumwandlung (ohne Schädigung bei t_1);
 $P_1 = 40 \text{ atü}; T = 750^\circ\text{C}.$

Versuch Nr.	t_1 in h	$t_{2,B} \sim t_{m,2}$ in h	$t_{m,2}$ in Abb. 4 in h
2773	8	31,7	32,5
2770	16	33,4	30
	24		25
2775	30	21,2	21,2
	40		15,3
2778	48	7,4	11,2
2754	48	17,5	11,2
	60		4,5
2835	72	1,8	1,8
	90		1
2741	96	0,9	0,9
	120		(1,1)
2743	168	1,5	(1,5)

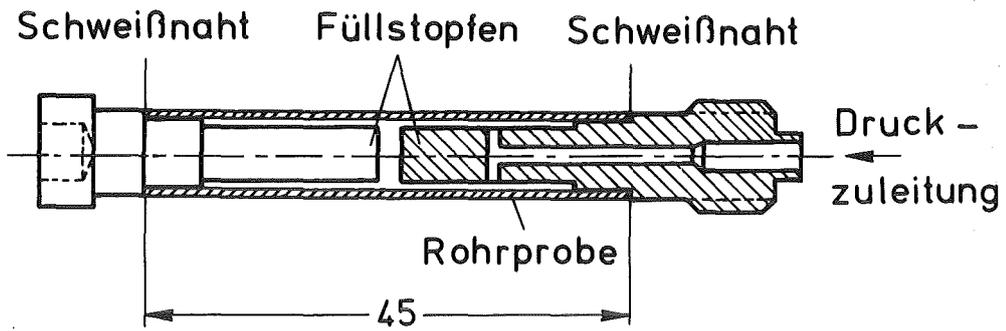


Abb. 1: Probenform

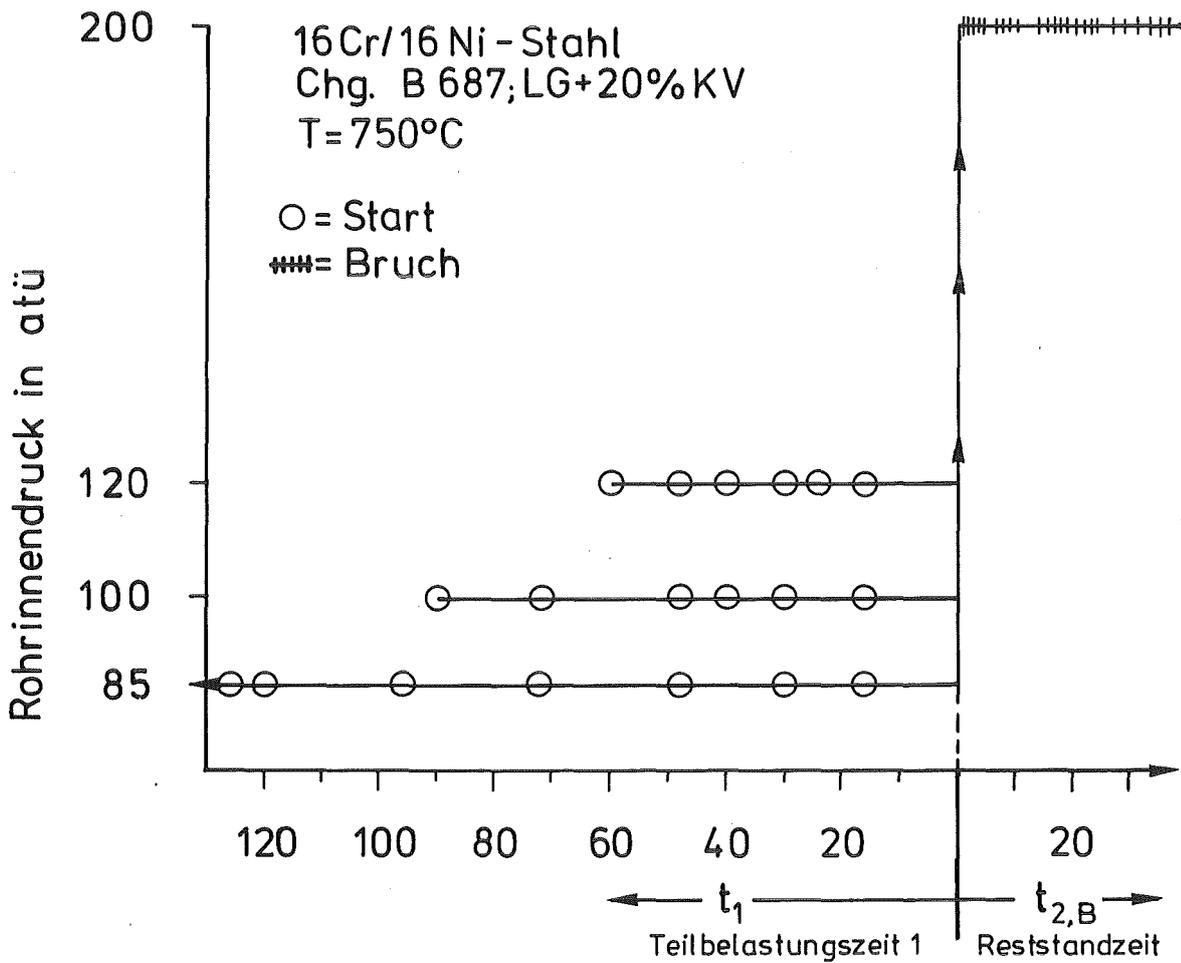
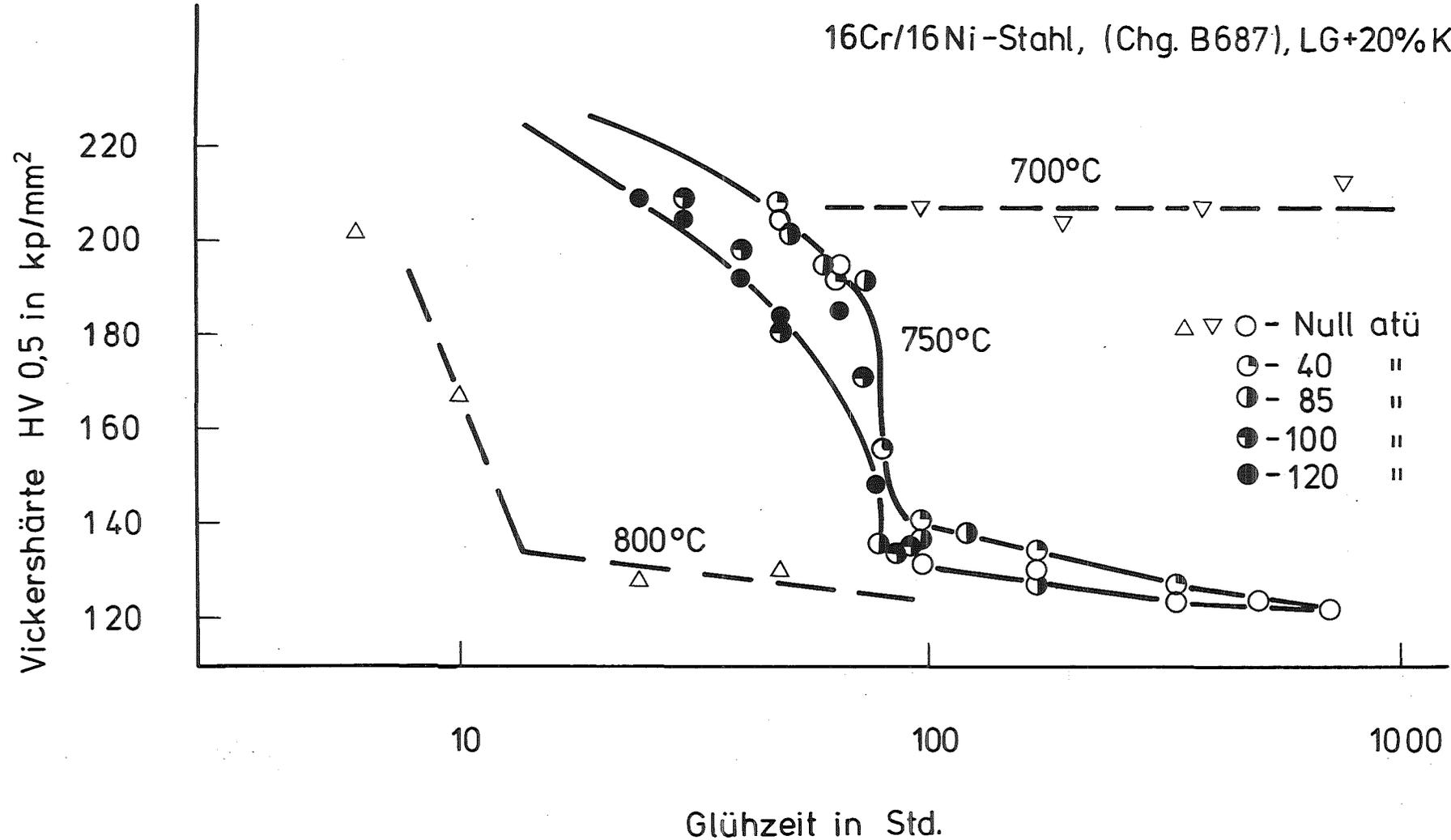


Abb. 1a: Prinzipskizze des Versuchsablaufs

16Cr/16Ni-Stahl, (Chg. B687), LG+20%KV



- 40 -



Abb. 2: Härteverlauf als Indikator für den Rekristallisationsgrad

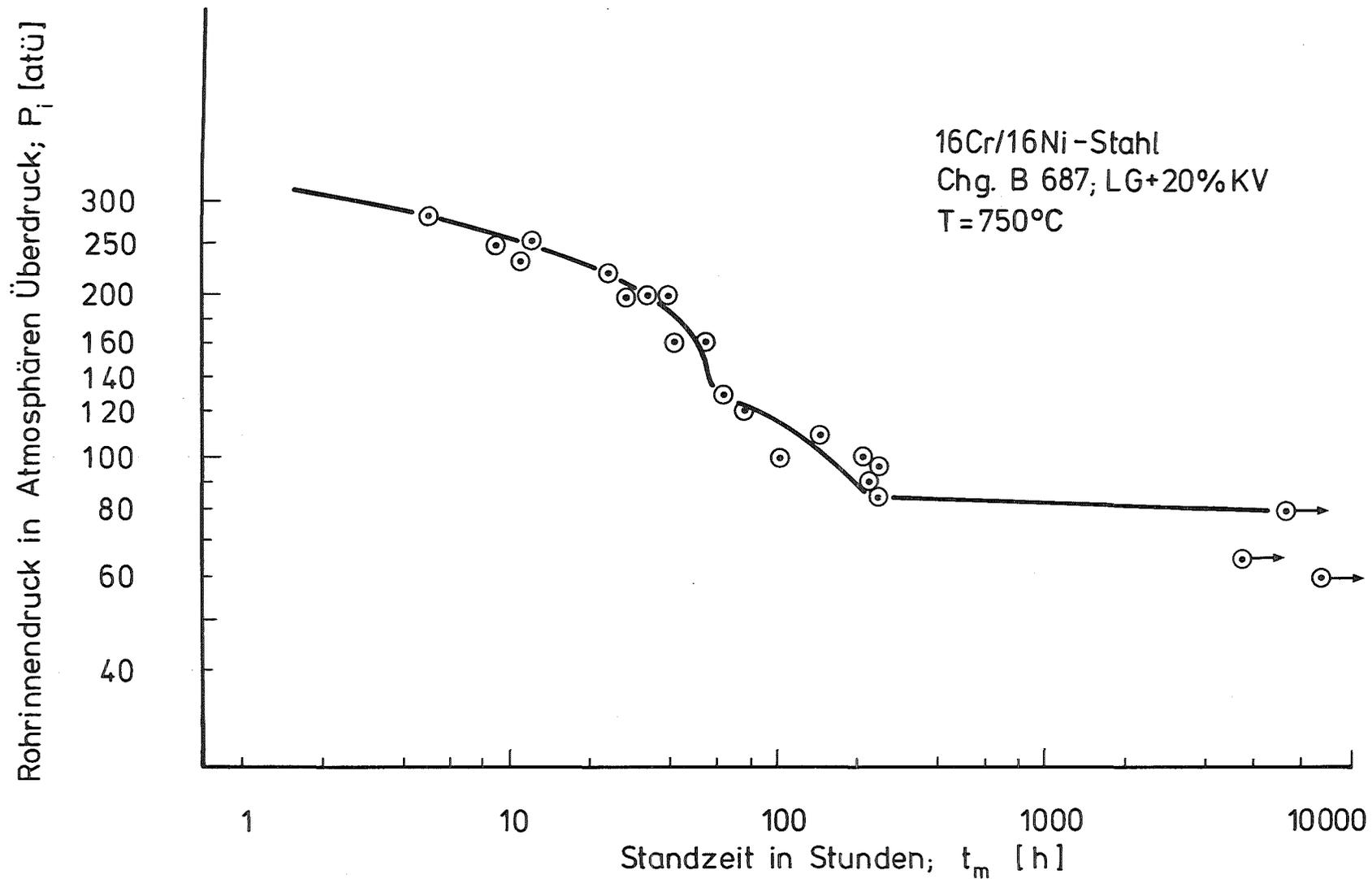


Abb.3: Zeitstandfestigkeit des 20% kaltverformten 16Cr/16Ni-Stahles (B 687) bei 750°C

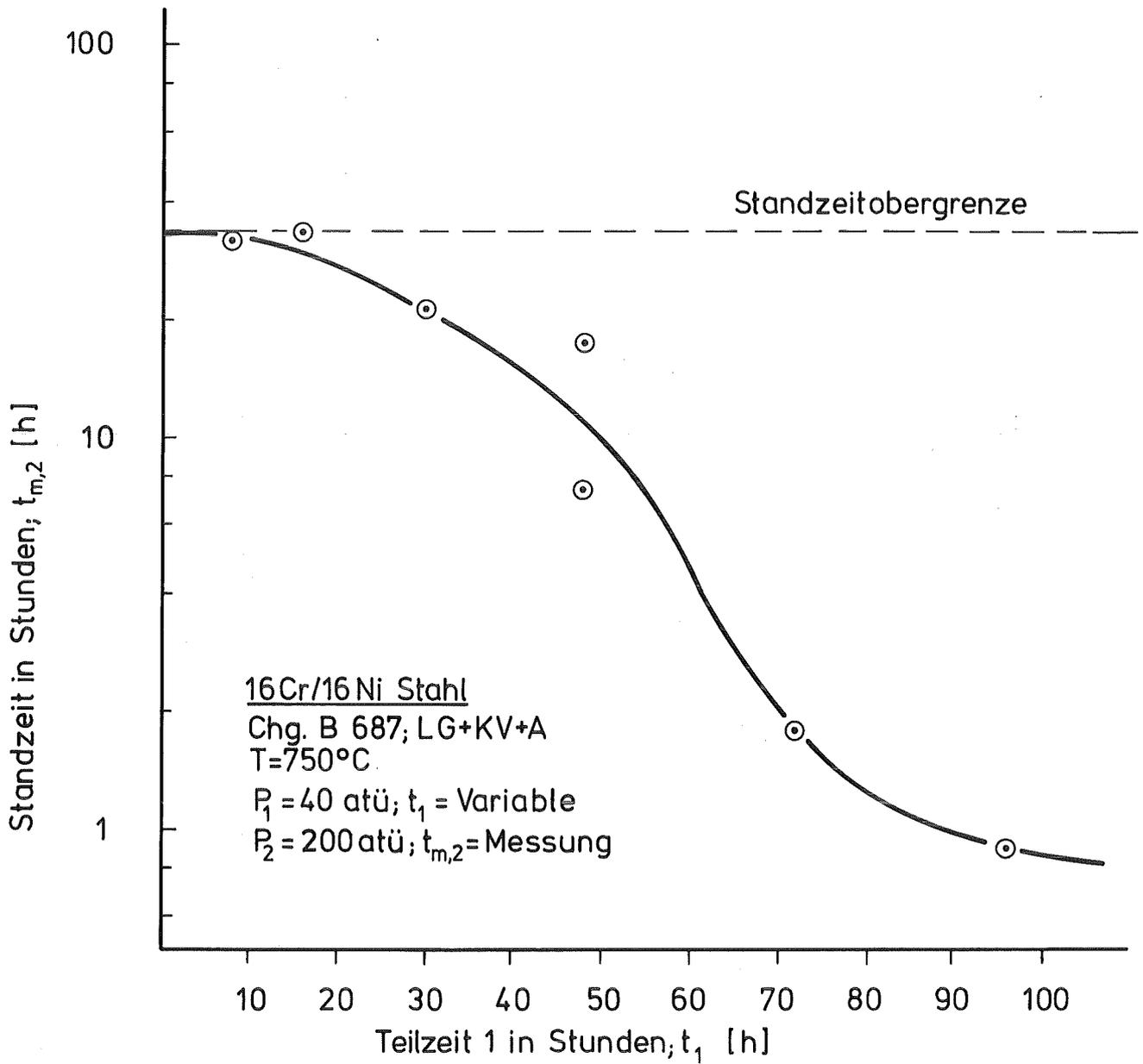


Abb. 4: Abhängigkeit der Standzeit $t_{m,2}$ (bei $P_2=200 \text{ atü}$) von der Teilzeit t_1 (bei $P_1 = 40 \text{ atü}$)

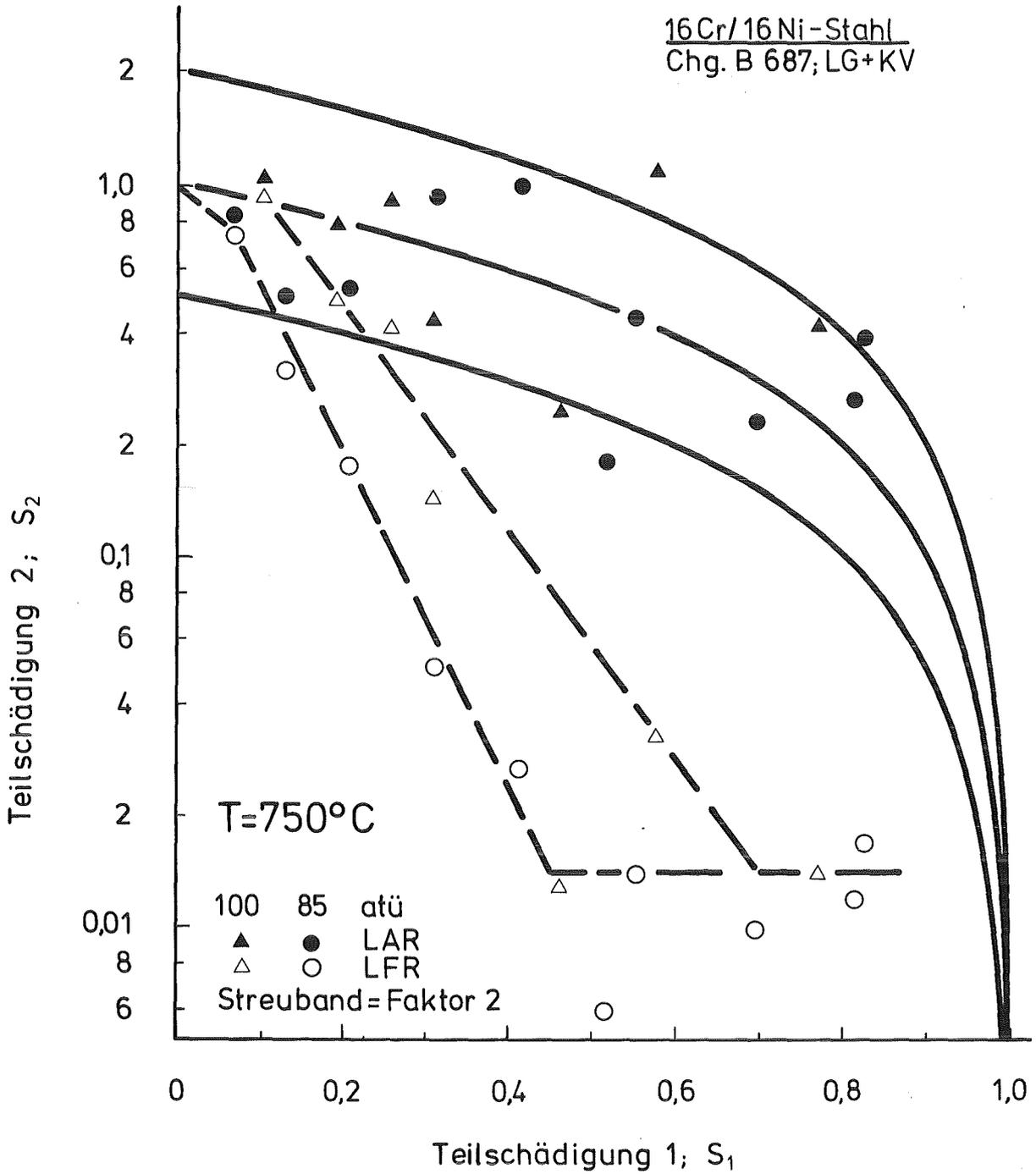
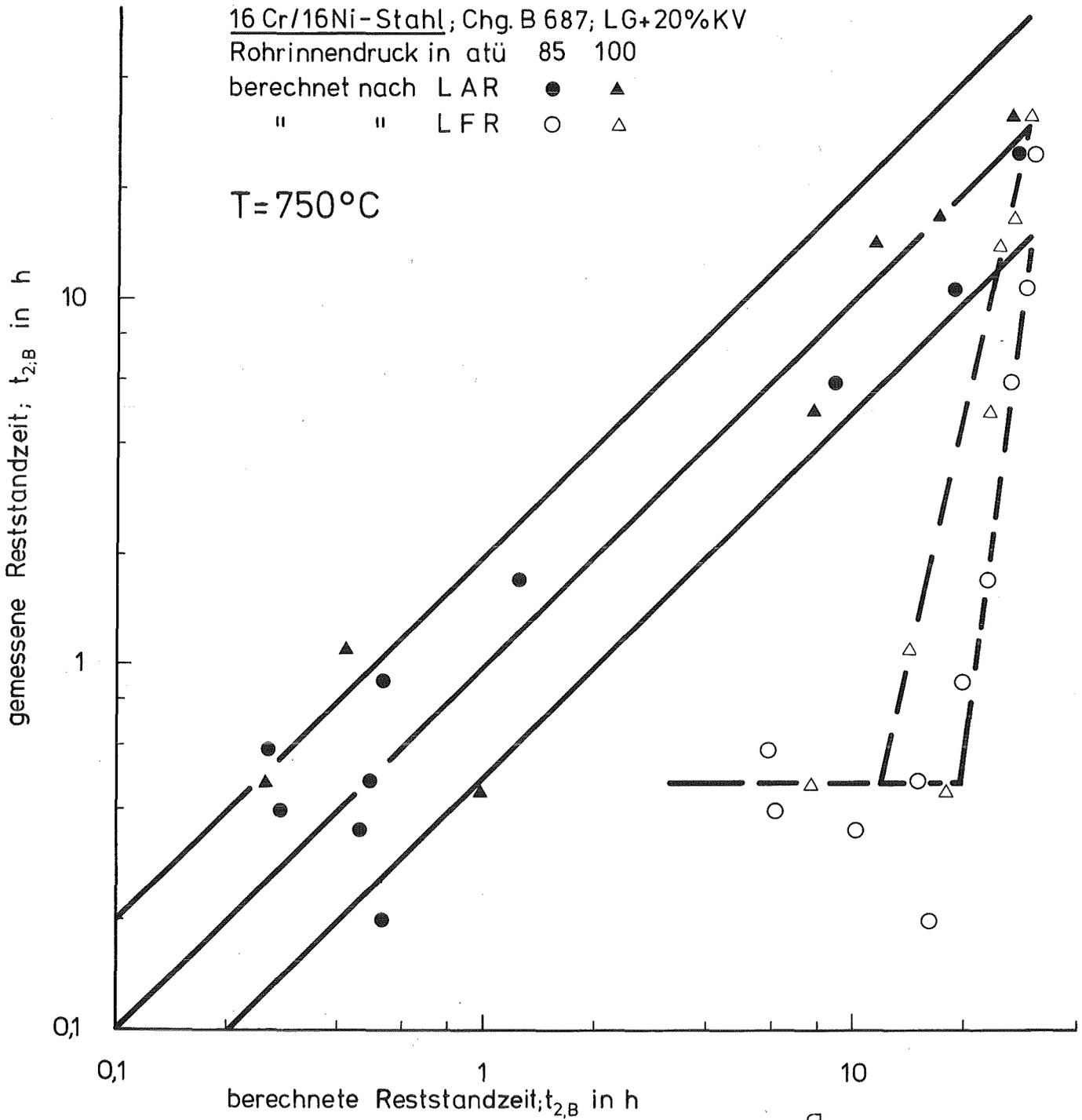


Abb. 5: Teil schädigungen, berechnet nach der LAR und der LFR



KfK

Abb. 6: Vergleich der gemessenen Reststandzeiten mit dennach der LAR bzw. LFR berechneten.