

KfK 3199  
Januar 1982

# **Einfluß der interkristallinen Korrosion durch Urandioxid und simulierte Spaltprodukte auf die Zugeigenschaften des Hüllwerkstoffes DIN 1.4970**

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

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE  
Institut für Material- und Festkörperforschung  
Projekt Schneller Brüter

KfK 3199

Einfluß der interkristallinen Korrosion durch Urandioxid  
und simulierte Spaltprodukte auf die Zugeigenschaften  
des Hüllwerkstoffes DIN 1.4970

Ludwig Schäfer

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

**Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
ISSN 0303-4003**

### Zusammenfassung

Es wurden Flachzugproben aus dem austenitischen Stahl 1.4970 durch Uranoxid, dem die Spaltprodukte Cs, J und Te zugefügt waren, bei 650°C korrodiert. Nach der Korrosion wurden Zugversuche durchgeführt und die veränderte Belastbarkeit der korrodierten gegenüber den unkorrodierten Proben mit der gemessenen Reaktionszone korreliert. Um die Änderung der mechanischen Eigenschaften des Stahles infolge Korrosion quantitativ beschreiben zu können, wurden ein Wirkungskoeffizient und ein Duktilitätsfaktor in Abhängigkeit von der mechanisch-thermischen Vorbehandlung des Stahles, der Reaktivität des Korrosionsmediums, der Korrosionstiefe, der Prüftemperatur und der Verformungsgeschwindigkeit bestimmt. Wie die Versuchsergebnisse zeigen, trägt die Reaktionszone in den meisten realitätsnahen Fällen noch zur Festigkeit der korrodierten Proben bei. Die Duktilität des korrodierten Hüllmaterials wird jedoch stets negativ beeinflusst.

### Abstract

Influence of Intercrystalline Corrosion with Uranium Dioxide and Simulated Fission Products on the Mechanical Properties of the Cladding Material DIN 1.4970 .

Flat tensile specimens made of 1.4970 austenitic steel were corroded by  $UO_{2+x}$ , to which the fission products Cs, I and Te had been added, at 650°C. After they had undergone corrosion, tensile tests were performed with the specimens and the different strength of corroded specimens as compared to non-corroded specimens was correlated to the measured reaction zone. To be able to describe quantitatively the change of mechanical properties of steel as a result of corrosion, a coefficient of effectiveness and ductility factor was defined. The coefficient of effectiveness and ductility factor were determined as a function of the mechanical-thermal treatment of steel, the reactivity of the corrosion medium, the corrosion depth,

the test temperature, and the strain rate. It appears from the results that the reaction zone in most cases even contributes to the strength of the pre-corroded steel. By contrast, the ductility of the pre-corroded cladding material is affected negatively.

Inhalt

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial
3. Versuchsdurchführung
  - 3.1 Korrosion der Zugproben
  - 3.2 Durchführung der Zugversuche
4. Auswertungsverfahren
5. Versuchsergebnisse und Diskussion
  - 5.1 Einfluß der Prüfbedingungen
    - 5.1.1 Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit
    - 5.1.2 Einfluß der Prüftemperatur
  - 5.2 Einfluß des Werkstoffzustandes
  - 5.3 Einfluß des simulierten Abbrandes
  - 5.4 Einfluß der Korrosionstiefe
  - 5.5 Abschätzung nicht gemessener Daten
  - 5.6 Zeitstandverhalten
6. Vergleich mit dem Stahl 1.4981
7. Relevanz der Ergebnisse
8. Zusammenfassung
9. Danksagung, Literatur und Nomenklatur
10. Tabellen und Abbildungen

## 1. Einleitung

Die Brennstabhüllrohre eines Brutreaktors sind während des Reaktorbetriebes mechanischen Belastungen ausgesetzt, die zu Geometrieänderungen und unter Umständen zum Bruch des Hüllrohres führen können. Die mechanische Belastung des Hüllmaterials nimmt mit dem Abbrand zu, da einerseits der Innendruck in den Brennstäben durch die bei der Kernspaltung des Oxidbrennstoffes entstehenden gasförmigen Spaltprodukte ansteigt und andererseits die Hülle infolge der Außen- und Innenkorrosion geschwächt wird. Darüber hinaus kann es zu mechanischen Wechselwirkungen des Brennstoffes mit dem Hüllrohr kommen [1]. Dabei unterscheidet man zwischen den Langzeiteffekten, die ihre Ursache im Brennstoffschwellen haben, und den Kurzzeiteffekten, die z.B. bei Leistungsänderungen und beim Wiederanfahren des Reaktors auftreten können und die als besonders kritisch betrachtet werden. Der Änderung der mechanischen Eigenschaften der Hüllrohre infolge Innenkorrosion kommt daher besondere Bedeutung zu. Die chemische Wechselwirkung des Oxidbrennstoffes und eines Teils der Spaltprodukte mit dem Hüllmaterial haben die Bildung einer Korrosionsschicht zur Folge, die andere mechanische Eigenschaften besitzt als das unkorrodierte Hüllmaterial. Für Festigkeits- und Auslegungsrechnungen von Brennstab-Hüllrohren ist es erforderlich, zu wissen, ob die Reaktionszone noch eine bestimmte Festigkeit besitzt oder ob sie sogar eine schädliche Fernwirkung auf das unkorrodierte Hüllmaterial ausübt. Die mechanischen Kurz- und Langzeiteigenschaften von Hüllmaterialien in Abhängigkeit von dem Ausmaß der Innenkorrosion müssen daher bekannt sein. Es wurden daher zunächst die Zugeigenschaften von korrodiertem austenitischen Stahl des Types 1.4970 in verschiedenen Vorbehandlungszuständen ermittelt. Ziel dieser Untersuchungen war es, eine dimensionslose Zahl anzugeben, mit der die lichtmikroskopisch gemessene wirkliche Korrosionstiefe multipliziert werden muß, um die effektive Korrosionstiefe

zu ermitteln, d.h. die Dicke der Schicht, der die Festigkeit Null zuzuschreiben ist. Die effektive Korrosionstiefe gibt den Betrag an, um den die ursprünglich unkorrodierte Wandstärke des Hüllmaterials reduziert werden muß, um die gleiche Belastbarkeit wie bei der korrodierten Hüllmaterialprobe zu erhalten. Eine weitere dimensionslose Zahl gibt das Verhältnis der Duktilitäten von korrodierten zu unkorrodierten Proben an. Von den verschiedenen beobachteten Erscheinungsformen der Korrosion in Edelstahlhüllrohren (interkristalline Korrosion, Volumenkorrosion, Metallabtrag, Spannungsrißkorrosion)[2] wird hier überwiegend nur die Wirkung der interkristallinen Korrosion erfaßt, weil sie den stärksten negativen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften ausübt. Diese Korngrenzenkorrosion wird durch Glühen der Proben in einem simulierten Abbrandsystem erzeugt.

## 2. Versuchsmaterial

Als Probenmaterial standen zunächst die beiden stabilisierten austenitischen Stähle X8CrNiMoNb 1616 mit der Werkstoffnummer 1.4981 und X10NiCrMoTiB 1515 mit der Werkstoffnummer 1.4970 zur Auswahl. Beide haben nach dem gegenwärtigen Stand der Überlegungen langfristig gesehen eine Chance, als Hüllmaterial in schnellen Brutreaktoren eingesetzt zu werden. Der Stahl 1.4970 ist wegen seiner höheren Kriechfestigkeit für den SNR 300 das Referenzmaterial für die Hülle [3]. Für den geplanten gasgekühlten Brutreaktor ist dagegen der Stahl 1.4981 als Hüllmaterial vorgesehen [4]. Über analoge Versuche an diesem Stahl wurde bereits früher berichtet [5].

Die chemische Zusammensetzung des hier verwendeten titanstabilisierten und bordotierten austenitischen Stahls X10NiCrMoTiB 1515 mit der Werkstoff-Nr. 1.4970, Charge Nr. 8-29052 von Sandvik, ist in Tabelle 1 angegeben.

Tab. 1: Chemische Analyse des Stahls 1.4970  
(Angaben in Gew.%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	B[ppm]
0,097	0,48	1,75	14,8	15,0	1,28	0,43	95

Für die Experimente wurden Flachzugproben mit den in Tab.2 angegebenen mechanisch-thermischen Behandlungszuständen verwendet. Die Probenform entspricht der Zeichnungs-Nr. IRE-2-07-4-3083a und ist in Abb. 1 dargestellt.

### 3. Versuchsdurchführung

#### 3.1 Korrosion der Zugproben

Wie Verträglichkeitsuntersuchungen mit simulierten Spaltprodukten und Nachuntersuchungen an bestrahlten Brennstäben gezeigt haben, sind für die chemischen Wechselwirkungen mit der Hülle praktisch nur die Elemente Cs, J und Te, in Verbindung mit einem entsprechenden Sauerstoffpotential des Brennstoffes verantwortlich [6,7]. Bei der Innenkorrosion handelt es sich im wesentlichen um eine durch Spaltprodukte beschleunigte Oxidation des Hüllmaterials. Als Korrosionsmedium wurde daher überstöchiometrisches  $UO_2(O/U \approx 2,12)$  benutzt, dem die Spaltprodukte Cs, J und Te in Konzentrationen, die einem Abbrand von 5,10, 15 bzw. 20 At.% entsprechen, zugegeben wurden. Die Probenpräparation erfolgte in Handschuhboxen unter hochreinem Schutzgas. Dabei wurden die Flachzugproben zusammen mit dem Oxidbrennstoff/Spaltprodukt-Gemisch in Stahlkapseln eingebettet. Nach dem Füllen wurden die Kapseln gasdicht verschraubt und unter Vakuum in Quarzampullen eingeschweißt. Anschließend wurden die Glühkapseln bei 730°C

30 min geglüht, um eine homogene Spaltproduktverteilung, speziell des Cäsiums, zu erreichen. Die eigentliche Korrosionsglühung erfolgte bei 650°C in Muffelöfen. Die Glühzeit variierte, je nach gewünschter Korrosionstiefe, zwischen 200 und 1600 Stunden (Tab.2). Zum Vergleich wurden auch Flachproben in Argon unter den gleichen Bedingungen (Temperatur, Zeit) wie die korrodierten Proben geglüht. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften wurden auf die Daten der unkorrodiert geglühten Proben bezogen.

Nach der Korrosionsglühung wurden die Flachproben an beiden Enden metallographisch untersucht und die Tiefe der Reaktionszone an den ungeätzten Proben unter dem Lichtmikroskop ausgemessen. Der Reaktionsumfang war im oberen und unteren Probenkopf nicht einheitlich. Für die Berechnungen wurden vom Maximalwert der Eindringtiefe 1/4 der Differenz zum Maximalwert der Eindringtiefe abgezogen [8].

$$C_{\max} - \frac{C_{\max} - C_{\min}}{4} = C$$

In Tab. 2 sind für alle korrodierten Proben die Glühbedingungen (Temperatur und Zeit), der simulierte Abbrand (Atom%) und der Bereich der erzielten Korrosionstiefen angegeben. Die sogenannten Standardproben die zur Untersuchung des Einflusses der Prüfbedingungen benutzt wurden, haben den Referenz-Werkstoffzustand (Nr. 6). Sie wurden einheitlich 1000 Stunden in einem simulierten Abbrandsystem von 10 Atom% geglüht, um eine Korrosionstiefe von etwa 100 µm zu erzeugen.

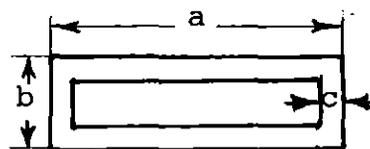
### 3.2 Durchführung der Zugversuche

Die Zugversuche wurden gemäß den Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe durchgeführt [19]. Die Versuchsatmosphäre war Luft. Wegen der kurzen Versuchszeiten oxydieren die Proben nicht nennenswert, auch nicht bei der maximalen Versuchstemperatur von 1000°C. Allerdings sind alle Proben bei Prüftemperaturen oberhalb 900°C deutlich rekristallisiert. Bei den Zugversuchen wurde die Prüftemperatur zwischen 20 und 1000°C und die Verformungsgeschwindigkeit zwischen 0,005 und 50 mm/min variiert. Die Zeitstandversuche wurden ebenfalls normgerecht an Luft oder im Vakuum in Labors des IMF II durchgeführt.

### 4. Auswertungsverfahren

Es ist möglich, aus den im Zugversuch unmittelbar gemessenen Kräften der korrodierten und unkorrodierten Proben sowie den Probenabmessungen und der Korrosionstiefe die Festigkeitswerte der Korrosionsschicht selbst zu berechnen.

$$\sigma_{KS} = \frac{F_K - F_O \frac{(a-2c) \cdot (b-2c)}{a \cdot b}}{2c(a+b-2c)} \quad (1)$$



Darin bedeuten  $\sigma_{KS}$  die Spannung in der Korrosionsschicht,  $F_K$  die Kraft an der korrodierten Probe,  $F_O$  die Kraft an der unkorrodierten Probe,  $a$  und  $b$  die Länge und Breite des rechteckigen Probenquerschnittes und  $c$  die Korrosions- bzw. Eindringtiefe.

Nach dieser Methode können auch negative Festigkeitskennwerte für die Korrosionsschicht berechnet werden, und zwar dann, wenn die im unkorrodierten Restquerschnitt

festigkeitsmindernd wirksamen Einflüsse aus der Korrosionsschicht z.B. Kerbwirkung - gegenüber der Festigkeit der Korrosionsschicht überwiegen. Da solch eine negative Zugfestigkeit oder 0,2-Dehngrenze ohne Sinn ist, wurde ein anderes Verfahren gewählt, um den Einfluß einer Korrosionsschicht auf die mechanischen Eigenschaften der Probe oder des Werkstoffes zu erfassen. Dabei ist es das Ziel, anstelle der metallographisch gemessenen Korrosionstiefe  $c$  mit der unterschiedlichen Festigkeit der Korrosionsschicht (siehe oben) eine andere Korrosionstiefe  $x$  zu berechnen, für die die Festigkeit der Korrosionsschicht als Null angenommen wird. Das hat den praktischen Vorteil, daß der Ausleger eines Bauteiles nicht mehr mit zwei Schichten unterschiedlicher Festigkeit rechnen muß, sondern daß er lediglich eine Schicht mit der berechneten Tiefe und der Festigkeit Null vom tragenden Querschnitt des Bauteils abzuziehen hat. Die gemessene Korrosionstiefe  $c$  wird im folgenden als wirkliche und die berechnete Korrosionstiefe  $x$  als wirksame Korrosionstiefe bezeichnet. Der Quotient aus beiden wird Wirkungskoeffizient  $W$  genannt, weil er angibt mit welchem Anteil der Korrosionstiefe  $c$  die Festigkeit Null verbunden ist.

$$W = \frac{\text{wirksame K.-Tiefe } x}{\text{wirkliche K.-Tiefe } c} \quad ; \quad c \cdot W = x \quad (2)$$

Die Einführung dieses dimensionslosen Wirkungskoeffizienten bietet auch den Vorteil, daß Ergebnisse aus Zugversuchen mit denen aus Zeitstandversuchen verglichen werden können und damit eine umfassende Aussage über die Wirksamkeit von Korrosionsschichten auf verschiedene mechanische Eigenschaften, die durch Spannungen bzw. Festigkeiten charakterisiert sind, möglich wird.

Die wirksame Korrosionstiefe  $x$  wird folgendermaßen berechnet: Da vorausgesetzt wird, daß als lasttragende Probenquerschnittfläche nur der unkorrodierte Restquerschnitt  $A_{\text{Rest}}$  vorhanden

ist, wird die an der Korrosionsprobe gemessene Kraft  $F_K$  durch diesen in seiner Größe noch unbekanntem Restquerschnitt  $A_{\text{Rest}}$  geteilt, wobei das Ergebnis die vom unkorrodierten Material her bekannte Spannung  $\sigma_0$  ist.

$$\frac{F_K}{A_{\text{Rest}}} = \sigma_0 = \frac{F_0}{A_0} ; A_{\text{Rest}} = \frac{F_K \cdot a \cdot b}{F_0} = (a-2x) \cdot (b-2x) \quad (3)$$

Daraus folgt

$$x_{1,2} = \frac{a+b}{4} \pm \frac{1}{2} \left[ \frac{(a+b)^2}{4} + a \cdot b \left( \frac{F_K}{F_0} - 1 \right) \right]^{1/2} \quad (4)$$

für die wirksame Korrosionstiefe.

Die Duktilität des Werkstoffes wird in erster Näherung als unabhängig vom Probenquerschnitt angenommen. Veränderungen werden nur auf Einwirkungen der Korrosionsschicht auf den unkorrodierten Restquerschnitt zurückgeführt. Als Maß des Korrosionseinflusses wird ein Duktilitätsfaktor  $D$  definiert, mit dem die bekannte Dehnung des unkorrodierten Materials zu multiplizieren ist, um diejenige des korrodierten Materials zu erhalten:

$$D = \epsilon_K / \epsilon_0 \quad (5)$$

## 5. Versuchsergebnisse und Diskussion

Im folgenden werden die Abhängigkeit der im Zugversuch meßbaren Werkstoffeigenschaften (Zugfestigkeit  $R_m$ , 0,2-Dehngrenze bzw. Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Bruchdehnung  $A$ , Gleichmaßdehnung  $A_g$ ) und der aus ihnen abgeleiteten Vergleichsgrößen (Wirkungskoeffizient, Duktilitätsfaktor) von folgenden Parametern dargestellt:

- a) Der Zustand des Stahles charakterisiert durch seinen mechanisch-thermischen Behandlungszustand.
- b) Die Reaktivität des Korrosionsmediums charakterisiert durch den simulierten Abbrand (in Atomprozent).
- c) Das Reaktionsprodukt charakterisiert durch die Korrosions- oder Eindringtiefe.
- d) Die Prüfbedingungen im Zugversuch charakterisiert durch die Prüftemperatur und durch die Verformungsgeschwindigkeit.

Zunächst wird an Standardproben der Einfluß der Prüfbedingungen untersucht, damit anschließend die übrigen Versuche unter Bedingungen durchgeführt werden können, die noch am ehesten als kritisch angesehen werden müssen.

Zur Veranschaulichung der Veränderungen, die durch interkristalline Korrosion hervorgerufen werden, sind in Abb.2 schematische Zerreißdiagramme einer unkorrodierten (Kurve 1) und dreier korrodierten Proben (Kurve 2-4) dargestellt. Die Kurve 2 stellt den Grenzfall dar, daß durch die Korrosion zwar die Festigkeit, aber nicht die Duktilität erniedrigt worden ist, während die Kurve 3 den Grenzfall darstellt, daß zwar die Duktilität (Einschnürdehnung und Bruchdehnung), aber nicht die Festigkeit erniedrigt ist. Kurve 4 stellt den Normalfall mit gleichzeitig erniedrigter Festigkeit und Duktilität dar. Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung werden am gleichen (höchsten) Punkt des Zerreißdiagrammes gemessen. Sie sind miteinander gekoppelt. Wird die eine Größe beeinflusst, dann wird die andere nicht unbeeinflusst bleiben.

## 5.1 Einfluß der Prüfbedingungen

### 5.1.1 Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit

Bei Prüftemperaturen von 600 und 700°C wurde die Verformungsgeschwindigkeit in Abständen von einer Zehnerpotenz zwischen 0,02 und 200 % pro Minute variiert. Die Meßergebnisse sind in Tabelle 3 und die aus ihnen berechneten Vergleichsgrößen sind in Tab.4 zusammengestellt. In Abb. 3 sind die Zugeigenschaften in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit bei zwei verschiedenen Prüftemperaturen dargestellt. Die Zugfestigkeit nimmt mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit zu, weil die während des Zugversuches ablaufenden Erholungsvorgänge zeitabhängig sind. Da sie aber auch temperaturabhängig sind, ist dieser Effekt bei 700°C stärker ausgeprägt. Die Streckgrenze bzw. 0,2-Dehngrenze ist im allgemeinen bei kubisch flächenzentrierten Legierungen nicht von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig [9]. Erst wenn mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit der Bruch interkristallin wird und die Zugfestigkeit kleiner wird als die bis dahin konstante 0,2-Dehngrenze, fällt deren Wert auch ab, da die 0,2-Dehngrenze nie größer als die Zugfestigkeit sein kann. Der Verlauf der Gleichmaßdehnung ergibt sich aus dem Verlauf von Zugfestigkeit und Streckgrenze. Da mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit der Abstand zwischen der konstanten Streckgrenze und der zunehmenden Zugfestigkeit immer größer wird und sowohl der Verfestigungsexponent als auch die Konstante  $k$  in der Fließkurve  $\sigma = k \cdot \epsilon^n$  als konstant angenommen werden können, nimmt auch die Gleichmaßdehnung zu. Da mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit immer weniger Zeit für Erholungsvorgänge bleibt, nimmt die Einschnürung ab, und zwar bei 700°C stärker als bei 600°C.

Die Bruchdehnung ist die Summe aus Gleichmaß- und Einschnürdehnung. Ihr Verlauf ist von dem zufälligen Überwiegen der einen oder anderen Teildehnung abhängig und daher untypisch. Wegen ihrer technischen Relevanz wird sie aber bei der Berechnung der Duktilitätsfaktoren berücksichtigt.

Die Zugeigenschaften der korrodierten Proben haben im Prinzip die gleichen Abhängigkeiten von der Verformungsgeschwindigkeit wie die unkorrodierten Proben, wenn auch die Zahlenwerte generell niedriger liegen, weil die Korrosion sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität erniedrigt, und die sogenannte "strain-rate-sensitivity" d.h. die Neigung der Kurven unterschiedlich ist weil unterschiedliche Bruchvorgänge ablaufen.

In Abb. 4 sind die Wirkungskoeffizienten und die Duktilitätsfaktoren dargestellt. Der aus den Zugfestigkeiten berechnete Wirkungskoeffizient kann in erster Näherung als konstant und kleiner als 1 angenommen werden. Der aus den Streckengrenzen bzw. 0,2-Dehngrenzen berechnete Wirkungskoeffizient ist konstant, solange sowohl die korrodierten als auch die unkorrodierten Proben eine konstante Streckgrenze haben. Bei weiter erniedrigten Verformungsgeschwindigkeiten, wo zunächst nur die Streckgrenze des korrodierten Materials (parallel zur Zugfestigkeit) abfällt, steigt der Wirkungskoeffizient mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit steil an bis zu dem Punkt, wo auch die Streckgrenze des unkorrodierten Materials nahe an die Zugfestigkeit herangekommen ist und nun ebenfalls mit der Zugfestigkeit abfällt. Im letzten Bereich, wo beide Streckgrenzen mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit abnehmen, ist der Wirkungskoeffizient wieder in erster Näherung konstant ( und seine Neigung drückt ebenfalls die unterschiedliche relative "strain - rate - sensitivity"

von korrodierten und unkorrodierten Proben aus).

Bezüglich der Gleichmaßdehnung ist in Abb. 3 besonders bei 700°C deutlich zu erkennen, daß die korrodierten Proben gegenüber den unkorrodierten eine geringere "strain-rate-sensitivity" d.h. ein geringeres Verfestigungsvermögen haben, was aus ihrer Korrosionsschädigung leicht verständlich ist. Folglich muß der aus der Gleichmaßdehnung berechnete Duktilitätsfaktor mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit abnehmen. Dies ist bei 700°C ausgeprägter als bei 600°C, weil sich bei 700°C der überwiegende Korngrenzenangriff der Korrosion stärker auswirkt als bei 600°C, wo die Verformung überwiegend im Korn stattfindet. Die Einschnürdehnung nimmt wie schon erwähnt und in Abb. 3 dargestellt mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit zu, weil die zur Erholung notwendige Zeit auch zunimmt. Diese Zunahme ist bei unkorrodierten Material größer oder mindestens gleich der des korrodierten Materials, weil die Verformung des korrodierten Materials insbesondere bei höheren Temperaturen und niederen Verformungsgeschwindigkeiten stärker an den (nicht so stark verformbaren) Korngrenzen stattfindet, während das unkorrodierte Material sich auch da noch weitgehend transkristallin und damit duktil verformt. Daher sollte bei 600°C der aus der Einschnürdehnung berechnete Duktilitätsfaktor konstant sein, während er bei 700°C mit der Verformungsgeschwindigkeit zunimmt. Der Duktilitätsfaktor der Bruchdehnung hat einen Verlauf, der sich aus den Verläufen der Einzeldehnung ergibt und daher mit obiger Argumentation nur mittelbar begründbar ist. (Es ist anzunehmen, daß die bisherigen Beschreibungen der Abhängigkeiten von der Verformungsgeschwindigkeit noch weiter differenziert werden können, wenn mit einem feineren Versuchsraster und sehr viel mehr Proben gearbeitet wird.)

Die gravierendste der hier beschriebenen Abhängigkeiten ist m.E. der Abfall des Duktilitätsfaktors der Gleichmaßdehnung bei 700°C mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit. Bei 20 %/min ist der Steilabfall geschehen, so daß diese Verformungsgeschwindigkeit für alle weiteren Versuche gewählt wurde. Die naheliegende und früher vertretene Ansicht, daß sich die Korrosion auf die Zugfestigkeit und Bruchdehnung stärker auswirkt als auf die Streckgrenze und Gleichmaßdehnung [5], kann hier nicht uneingeschränkt aufrecht erhalten werden, da sowohl der aus der Streckgrenze berechnete Wirkungskoeffizient als auch der Duktilitätsfaktor der Gleichmaßdehnung gemäß Abb. 4 bei 700°C stark von der Verformungsgeschwindigkeit abhängen und ihre Werte sowohl höher als auch niedriger als die der Zugfestigkeit bzw. Bruchdehnung liegen können. Daß die folgenden Abbildungen bezüglich der Festigkeit wieder das gewohnte Bild zeigen, liegt nur an den gewählten Standardprüfbedingungen.

#### 5.1.2 Einfluß der Prüftemperatur

Die Ergebnisse aus den Versuchen über die Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Prüftemperatur sind geordnet nach den Verformungsgeschwindigkeiten in den Tabellen 5 und 6 zusammengestellt und in den Abbildungen 5 und 6 graphisch dargestellt. In Abb. 5 sind die Zugeigenschaften für eine Verformungsgeschwindigkeit von 20 %/min dargestellt. Der Verlauf der Kurven für korrodierte und unkorrodierte Proben ist ähnlich. Die 0,2-Dehngrenze und die Zugfestigkeit nehmen mit der Temperatur ab und die Einschnürdehnung nimmt zu. Die Gleichmaßdehnung ist zwischen 400 und 700°C im Bereich des transkristallinen Bruches in etwa konstant. Bei höheren Temperaturen tritt interkristalliner Bruch mit geringer Duktilität auf.

Bei hohen Temperaturen ist die Einschnürdehnung und bei sehr hohen Temperaturen auch die Gleichmaßdehnung der korrodierten Proben viel geringer als die der unkorrodierten Proben. Offenbar ist die Fähigkeit zu Erholung bei den unkorrodierten Proben höher als bei den korrodierten. Der Knick in den Kurven für die 0,2-Dehngrenze und die Zugfestigkeit bei 700°C und die gleichzeitige Änderung der Gleichmaßdehnung zeigen den Übergang vom transkristallinen zum interkristallinen Bruch an. Der steilere Festigkeitsabfall oberhalb 900°C und der gleichzeitige Anstieg der Gleichmaßdehnung markieren die Rekristallisationstemperatur. Dies ist auf den Schlifffbildern der geprüften Proben (Abb.14a) an der Kornumbildung gut zu erkennen. Die in Tab. 6 und Abb. 6 enthaltenen Daten für niedrige Verformungsgeschwindigkeiten zeigen ein analoges Bild, das mit dem in Kapitel 5.1.1 gesagten übereinstimmt.

In Tab. 7 und Abb. 7 sind die Wirkungskoeffizienten und die Duktilitätsfaktoren für eine Verformungsgeschwindigkeit von 20 %/min dargestellt. Sowohl der aus der 0,2-Dehngrenze als auch der aus der Zugfestigkeit berechnete Wirkungskoeffizient steigen mit zunehmender Temperatur an. Die naheliegende Erklärung, daß dies von der stärkeren Neigung der korrodierten Proben zum Korngrenzenversagen herrührt, wird an sich von den in Tab. 5 und Abb. 5 dargestellten Meßdaten nicht bestätigt, da die Übergangstemperatur für korrodierte und unkorrodierte Proben nicht deutlich verschieden ist. Bezüglich der absoluten Höhe des Wirkungskoeffizienten darf nicht übersehen werden, daß sie gemäß Abb.4 und der zusätzlichen Daten in Tab. 7 mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit zunimmt. Der aus der Gleichmaßdehnung berechnete Duktilitätsfaktor hat zwischen 750 und 900°C ein Maximum. Die Kurvenverläufe sind im einzelnen nicht sicher feststellbar und erklärbar, weil die

Streuung der Meßwerte zu groß ist. Sicher ist lediglich, daß bei allen Temperaturen, besonders aber bei sehr hohen eine deutliche Duktilitätsabnahme bzw. Versprödung infolge Korrosion zu verzeichnen ist. Als Testtemperatur für alle folgenden Versuche wird 700°C gewählt, weil hier die Korn- und die Korngrenzenfestigkeit gleich groß sind und Änderungen der einen oder anderen die deutlichsten Effekte erwarten lassen.

## 5.2 Einfluß des Werkstoffzustandes

Von den verschiedenen beobachteten Erscheinungsformen der Korrosion, die durch Oxidbrennstoff und Spaltprodukte in Edelstahlhüllrohren hervorgerufen wird (z.B. interkristalline Korrosion, Volumenkorrosion, Metallabtrag, Spannungsrißkorrosion), wird hier die schon bei relativ geringem Sauerstoffpartialdruck ablaufende interkristalline Oxidation (unter Beteiligung von Cs und Te) betrachtet. Es wird angenommen, daß diese interkristalline Korrosion die stärksten Änderungen der mechanischen Eigenschaften (z.B. Verlust an Festigkeit und Duktilität) im Brennstabhüllrohr hervorruft und daß sie darüberhinaus als Modell einer korrosionsbedingten Rißbildung angesehen werden kann und so auch das mechanische Verhalten eines Werkstoffes beschreibt, der durch Spannungsriß- oder Schwingungsrißkorrosion geschädigt ist [10]. Der übliche Oxidationsschutz wird - der Chromverarmungstheorie folgend [11], [12] - durch Zulegieren von Chrom erreicht. Wenn sein Legierungsanteil über 11% beträgt, bildet sich eine Chromoxid-Schutzschicht, die eine weitere Oxidation verhindert. Die Schutzschicht muß sich auch auf den Korngrenzen bilden können, weil der Sauerstoff bevorzugt an den Korngrenzen in den Werkstoff diffundiert. Alle technischen Legierungen enthalten interstitiell gelösten Kohlenstoff, der sich bei Verwendung

oder Verarbeitung der Legierung bei Temperaturen mit ausreichender Diffusionsgeschwindigkeit als Karbid ausscheidet. In einer Legierung mit Fe, Ni und Cr als Hauptbestandteile ist der bevorzugte Reaktionspartner das Chrom. An Stellen, wo Chrom durch Kohlenstoff abgebunden ist, kann der restliche freie Chromgehalt unter ca. 8 % abfallen, wodurch der Werkstoff bei der Oxidation keine dichte Schutzschicht mehr bildet, also ungehemmt oxidiert. Um das zu verhindern, ist dem hier verwendeten Hüllwerkstoff 1.4970 Titan hinzulegiert worden, das den Kohlenstoff abbinden kann und dann eine lokale Chromverarmung verhindert. (Die Titankarbid sind außerdem sehr wirksame Versetzungshindernisse). Der Einfluß des Werkstoffzustandes auf die infolge Korrosion veränderten mechanischen Eigenschaften ist im wesentlichen bestimmt durch das Ausmaß der Ausscheidung von Chromkarbiden an den Korngrenzen. Ein optimaler Werkstoffzustand wird durch folgende mechanisch-thermische Behandlung erzeugt: Zunächst wird der Werkstoff kaltverformt und rekristallisiert, um ein feines Korn einzustellen. Dann wird lösungsgelüht, d.h. die bei den vorherigen Glühbehandlungen entstandenen Sekundärausscheidungen lösen sich weitgehend auf [13]. Dabei rekristallisiert das Gefüge ohne Grobkornbildung, Damit ist der Ausgangsmaterialzustand erreicht, dem nun die für die Korrosionsanfälligkeit relevante Behandlung folgt. Zunächst wird das Material stark kaltverformt (ca. 35 %). Der Zweck ist die Bildung von möglichst vielen Verformungslinien im Korn, die als Gitterstörstelle mit hohem Energieniveau die Keimbildung von Karbidausscheidungen im Korn begünstigen und damit die Konzentration des gelösten Kohlenstoffes, der mit Chrom an den Korngrenzen Ausscheidungen bilden könnte, erniedrigen. Nach der Kaltverformung wird der Werkstoff unterhalb der Rekristallisationstemperatur, aber oberhalb der

sogenannten Kornzerfallstemperatur (die je nach Kohlenstoffgehalt mehr oder weniger weit unterhalb der Löslichkeitstemperatur der Chromkarbide liegt), also bei 800°C-2 Std., geglüht [14], damit der Stabilisator Titan mit Kohlenstoff bevorzugt im Korn an den Verformungslinien Titankarbid (TiC) bildet [15]. Je vollständiger dies gelingt, desto besser ist der Schutz vor Chromverarmung und Oxidation an den Korngrenzen. An sich könnten die Titankarbide auch an den Korngrenzen liegen, wenn es nur auf die primäre Chromverarmung ankäme. Es ist aber gut möglich, daß die Titankarbide an den Korngrenzen durch eine zusätzliche selektive Korrosion (bzw. Oxidation) unter Kohlenstofffreisetzung aufgelöst werden und dann erst recht eine sekundäre Chromverarmung ermöglichen. Daher ist der optimale Materialbehandlungszustand: Lösungsglühen, Kaltverformung, Auslagerung. Die ungünstigste Behandlung wäre die reine Lösungsglühung, weil sich bei der anschließenden Korrosion bei 650°C (und erst recht im Reaktor bei noch höheren Hüllrohrinnenwandtemperaturen) die meisten Chromkarbide an den Korngrenzen ausscheiden. Dadurch verarmen die Diffusionswege des Sauerstoffs an Chrom und der Werkstoff wird korrosionsanfälliger. Ebenfalls nicht günstig wäre eine Lösungsglühung mit anschließender Auslagerung. Die Auslagerung würde (wenn sie nicht oberhalb 880°C stattfindet) nur die unerwünschten Chromkarbide an den Korngrenzen erzeugen. Da hierbei aber schon die Möglichkeit besteht, das Ausscheidungspotential zu erschöpfen, d.h. allen Kohlenstoff zu verbrauchen, besteht auch die Möglichkeit, daß während der Korrosion ein Konzentrationsausgleich an Chrom abläuft und der Werkstoff wieder zunehmend korrosionsbeständig wird. Ebenfalls nicht ganz optimal ist es, die oben geschilderte ideale Behandlung schon nach der Kaltverformung abubrechen. Bei der nachfolgenden Korrosionsglüfung würde fast der gesamte

Kohlenstoff als Chromkarbid gleichmäßig im Korn und an den Korngrenzen ausgeschieden, was die Korrosionsanfälligkeit der Korngrenzen erhöht, aber natürlich nicht in dem Maße wie ohne Kaltverformung. Die hier untersuchten 8 verschiedenen Materialbehandlungszustände sollten daher bezüglich ihrer Korrosionsresistenz folgende Reihenfolge einnehmen:

- 1.)  $LG_2 + KV + A_1$  (1120°C-30' + 15 % + 800°C-2h)
- 2.)  $LG_1 + KV + A_1$  (1100°C-10' + 15 % + 800°C-2h)
- 3.)  $LG_1 + KV + A_2$  (1100°C-10' + 15 % + 750°C-2h)
- 4.)  $LG_2 + KV$  (1120°C-30' + 15 % )
- 5.)  $LG_1 + KV$  (1100°C-10' + 15 % )
- 6.)  $LG_1 + A_1 + KV$  (1100°C-10' + 800°C-2h + 15 %)
- 7.)  $LG_1 + A_1$  (1100°C-10' + 800°C-2h )
- 8.)  $LG_1$  (1100°C-10' )

Die Meßergebnisse der Zugversuche an Korrosionsproben und Vergleichsproben, die bei 700°C und  $\dot{\epsilon}=20$  %/min geprüft wurden, sind in Tab. 8 aufgeführt. In Abb. 8 sind die daraus berechneten relativen Verluste an Zugeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand dargestellt. Bis auf eine Ausnahme ist die obige Reihenfolge erkennbar. Eine Probe mit dem Materialzustand  $LG_2+KV$  hat ihre hervorragenden Eigenschaften daher, daß das Gefüge sehr grobkörnig ist und nur wenig Diffusionswege für das Korrosionsmittel zur Verfügung standen (s. Abb. 14c). Daraus sollten aber keine Schlüsse über den Einfluß der Korngröße auf die Korrosionsanfälligkeit gezogen werden. Dieser Parameter wurde hier nicht systematisch untersucht. Die Duktilitätsfaktoren und Wirkungskoeffizienten dieser Meßergebnisse sind in Tab. 9 und Abb. 9 dargestellt. Sie zeigen ein analoges Bild wie Abb. 8. Bemerkenswert ist die relativ hohe Versprödung von zwei der drei

an sich favorisierten Materialbehandlungszustände (LG + KV + A). Die höhere Versprödung bei  $A_1 = 800^\circ\text{C}$  gegenüber  $A_2 = 750^\circ\text{C}$  liegt daran, daß bei gleicher Duktilität der korrodierten Proben die unkorrodierten Bezugsproben des Zustandes mit  $A = 800^\circ\text{C}$  sehr viel duktiler waren. Deren höhere Duktilität wiederum rührt daher, daß mit zunehmender Temperatur die Ausscheidungsbildung an den Korngrenzen stärker wird [16] und bei den gegebenen Prüfbedingungen die Korngrenzenfestigkeit und damit auch die Duktilität ansteigen.

### 5.3 Einfluß des simulierten Abbrandes

Gemäß den Darstellungen in Abschnitt 3.1 wurden Mischungen aus überstöchiometrischem Urandioxid und den korrosionsrelevanten "Spaltprodukten" Cs, J und Te hergestellt und damit ein Abbrand von 5, 10, 15 bzw. 20 Atomprozent simuliert. Die Proben wurden gemäß Tab. 2 in dieser Mischung 1250, 1000, 774 bzw. 500 Std. geglüht, um eine annähernd gleiche Korrosionstiefe von ca. 100  $\mu\text{m}$  zu erreichen. Die Meßergebnisse sind in Tabelle 10 und in den Abb. 10 und 11 dargestellt. Auffallend ist hier der gravierende Duktilitätsabfall mit zunehmendem Abbrand. Es deutet sich sogar die Möglichkeit einer Null-Duktilität an. Es ist auch nicht belanglos, daß der Wirkungskoeffizient mit zunehmendem Abbrand und damit zunehmender Intensität der Korrosionsschädigung ansteigt und oberhalb 10 bis 15 Atom % den Wert 1 überschreitet. Es ist also nicht wie bisher vielfach angenommen in jedem Fall konservativ, der Korrosionsschicht die Festigkeit Null zuzuschreiben. Vielmehr gibt es offenbar bei stärker reaktivem Korrosionsmedium (Abbrand > 10 %) eine schädigende "Fernwirkung" der Korrosionsschicht, die ihre Restfestigkeit deutlich übersteigt. Es ist aber auch nicht auszuschließen, daß gerade bei intensiver

Korrosion bei hohem simuliertem Abbrand ein Korrosionsprodukt entsteht, das später im Zugversuch bei 700°C während der längeren Aufheizzeit eine gewisse Nachkorrosion verursacht, so daß sich hier der Effekt der Korrosionstiefe überlagert.

#### 5.4 Einfluß der Korrosionstiefe (Eindringtiefe)

Entsprechend den Angaben in Tabelle 2 wurden Proben mit dem Materialzustand LG (=1100°C-10') + KV (= 15 %) + A<sub>1</sub> (= 800°C-2h) in einem Abbrandsystem von 10 Atom % bei 650°C verschieden lang geglüht, um Korrosionstiefen zwischen 30 und 170 µm zu erzeugen.

Leider ist es nicht geglückt, Korrosionstiefen unter 50 µm herzustellen. Die Meßergebnisse sind in Tab. 11 und Abb. 12 und 13 dargestellt. Abb. 13 zeigt, daß der Wirkungskoeffizient mit abnehmender Korrosionstiefe auf Werte über 1 ansteigt und daß für geringe Korrosionstiefen von einigen 10 Mikrometern die Annahme, daß die Korrosionsschicht die Festigkeit Null habe, nicht mehr konservativ ist. Die Duktilität nimmt mit zunehmender Korrosionstiefe ab. Oberhalb 150 µm ist mit Null-Duktilität zu rechnen. Die Ursache für den stärkeren Duktilitätsabfall bei der kürzeren Glühzeit  $t_G=200h$  gegenüber  $t_G=1000-1600h$  liegt darin, daß bei der kürzeren Glühzeit bei gleicher Korrosionstiefe weniger Korngrenzen angegriffen wurden, was zu höheren einzelnen Spannungsspitzen führt, die eine ungleichmäßigere und damit insgesamt geringere Dehnung verursachen. Eine lange Glühzeit bewirkt eine gleichmäßige Korrosion und damit eine gleichmäßige Spannungsverteilung und Verformung, ohne frühzeitige Einschnürungen. Daß die Duktilität mit zunehmender Kerbenzahl zunimmt, ist experimentell nachgewiesen worden [17].

### 5.5 Abschätzung nicht gemessener Daten

Aus den Abbildungen 4,7,9, 11 und 13 sind die Abhängigkeiten der Vergleichsgrößen V (=Wirkungskoeffizienten W bzw. Duktilitätsfaktoren D) von den Versuchsparametern P (Materialzustand Z, Prüftemperatur T, Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$ , simulierter Abbrand Ab und wirkliche Korrosionstiefe C) in grafischer Darstellung bekannt.

$$\text{Abb. 4: } V(\dot{\epsilon})_{T_S, Z_S, Ab_S, C_S} = V(\dot{\epsilon})$$

$$\text{Abb. 7: } V(T)_{\dot{\epsilon}_S, Z_S, Ab_S, C_S} = V(T)$$

$$\text{Abb. 9: } V(Z)_{\dot{\epsilon}_S, T_S, Ab_S, C_S} = V(Z)$$

$$\text{Abb. 11: } V(Ab)_{\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_S, C_S} = V(Ab)$$

$$\text{Abb. 13: } V(C)_{\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_S, Ab_S} = V(C)$$

gesucht sind die nicht gemessenen Daten

$$V_n = V(\dot{\epsilon}_n, T_n, Z_n, Ab_n, C_n).$$

In jeder grafischen Darstellung ist der Standardpunkt

$$V_S = V(\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_S, Ab_S, C_S)$$

und je einer der folgenden Punkte enthalten:

$$V_{\dot{\epsilon}_n} = V(\dot{\epsilon}_n, T_S, Z_S, Ab_S, C_S) \quad (\text{Abb. 4})$$

$$V_{T_n} = V(\dot{\epsilon}_S, T_n, Z_S, Ab_S, C_S) \quad (\text{Abb. 7})$$

$$V_{Z_n} = V(\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_n, Ab_S, C_S) \quad (\text{Abb. 9})$$

$$V_{Ab_n} = V(\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_S, Ab_n, C_S) \quad (\text{Abb. 11})$$

$$V_{C_n} = V(\dot{\epsilon}_S, T_S, Z_S, Ab_S, C_n) \quad (\text{Abb. 13})$$

Setzt man voraus, daß in kleinen Abständen von  $V_S$  angenähert gilt:

$$V = a + b\dot{\epsilon} + cT + dZ + eAb + fC,$$

wobei  $a, b, c, d, e$  und  $f$  Konstanten sind, so lassen sich die Daten eines beliebigen nahegelegenen Punktes  $V_n$  berechnen nach:

$$V_n = V(\dot{\epsilon}_n, T_n, Z_n, Ab_n, C_n) =$$

$$V_S + (V_{\dot{\epsilon}_n} - V_S) + (V_{T_n} - V_S) + (V_{Z_n} - V_S) + (V_{Ab_n} - V_S) + (V_{C_n} - V_S)$$

$$V_n = V_{\dot{\epsilon}_n} + V_{T_n} + V_{Z_n} + V_{Ab_n} + V_{C_n} - (P-1) \cdot V_S \quad (6)$$

Darin bedeutet  $P$  die Anzahl der Parameter. Hier ist  $P = 5$ .

Setzt man dagegen voraus, daß in kleinen Abständen von  $V_S$  angenähert gilt:

$$V = g + h \cdot \dot{\epsilon} \cdot T \cdot Z \cdot Ab \cdot C,$$

wobei  $g$  und  $h$  Konstanten sind, so lassen sich die Daten eines beliebigen nahe gelegenen Punktes  $V_n$  berechnen nach :

$$V_n = V(\dot{\epsilon}_n, T_n, Z_n, Ab_n, C_n) = V_S \cdot \frac{V_{\dot{\epsilon}_n}}{V_S} \cdot \frac{V_{T_n}}{V_S} \cdot \frac{V_{Z_n}}{V_S} \cdot \frac{V_{Ab_n}}{V_S} \cdot \frac{V_{C_n}}{V_S}$$

$$V_n = V_{\dot{\epsilon}_n} \cdot V_{T_n} \cdot V_{Z_n} \cdot V_{Ab_n} \cdot V_{C_n} \cdot V_S^{1-P} \quad (7)$$

Solange nichts weiter über die mathematische Form der Funktion  $V = V(\dot{\epsilon}, T, Z, Ab, C)$  bekannt ist, lassen sich

die Abschätzungen nach Gleichung (6) und (7) nicht verbessern. Die Problematik der Abschätzmethode liegt darin, zu entscheiden, welche Entfernung zwischen dem bekannten Standardpunkt  $V_S$  und dem gesuchten Punkt  $V_n$  noch so nahe ist, daß zwischen ihnen die unbekannte Funktion  $V=V(\dot{\epsilon}, T, Z, Ab, C)$  näherungsweise mit  $V = a + b\dot{\epsilon} + cT + dZ + eAb + fC$  oder mit  $V = g + h\dot{\epsilon} \cdot T \cdot Z \cdot Ab \cdot C$  beschrieben werden kann. Als Endergebnis kann man die Ergebnisse aus Gleichung (6) und (7) mitteln, oder um konservativ zu entscheiden, den ungünstigeren Wert auswählen. Anschließend werden die so errechneten Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren gemäß Gleichung (2) und (5) mit den entsprechenden Daten des unkorrodieren Materials multipliziert und man erhält die wirksame Korrosionstiefe und die Duktilität der Proben:

$$x = W \cdot C \quad (2) \quad \text{und} \quad \epsilon_K = D \cdot \epsilon_0 \quad (5)$$

Zur Erläuterung einiger Details sei ein Zahlenbeispiel berechnet: Gesucht sind die Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren und die daraus berechneten wirksamen Korrosionstiefen und die verbleibende Duktilität nach der Korrosion bei folgenden Parametern:

Die (nur zeitweise wirksame, aber) für die Schadensakkumulation der mechanischen Eigenschaften relevante Verformungsgeschwindigkeit betrage  $\dot{\epsilon} = 0,2 \text{ \%}/\text{min}$ . Die Hüllrohr-Innenwandtemperatur betrage  $T = 650^\circ\text{C}$ . Der Materialzustand sei  $LG_1 + A_1 + KV$ . Bei dem Abbrand  $Ab = 10 \text{ Atom\%}$  sei die Korrosionstiefe  $C = 70 \text{ }\mu\text{m}$  erreicht.

Die Daten des Standardpunktes  $V_S$  werden als Mittelwert der beiden Messungen angegeben:

$$W_S^{R_m} = \frac{0,71 + 0,93}{2} = 0,82$$

$$W_S^{R_{p0,2}} = \frac{0,33 + 0,71}{2} = 0,52$$

$$D_S^A = \frac{0,38 + 0,45}{2} = 0,42$$

$$D_S^{A_g} = \frac{0,30 + 0,40}{2} = 0,35$$

Aus der Darstellung  $V(\dot{\epsilon})$  in Abb. 4 (und Tab. 4) sind die Daten des Punktes  $V_{\dot{\epsilon}_n}$  für  $\dot{\epsilon}_n = 0,2\%/min$  zu entnehmen:

$$W_{\dot{\epsilon}_n}^{R_m} = 0,95 \quad (\text{nach Kurvenverlauf})$$

$$W_{\dot{\epsilon}_n}^{R_{p0,2}} = 1,29 \quad (\text{nach Tabelle 4})$$

$$D_{\dot{\epsilon}_n}^A = 0,19$$

$$D_{\dot{\epsilon}_n}^{A_g} = 0,88$$

Aus der Darstellung  $V(T)$  in Abb. 7 (und Tab. 7) sind die Daten des Punktes  $V_{T_n}$  für  $T_n = 650^\circ C$  zu entnehmen:

$$W_{T_n}^{R_m} = 0,84$$

$$W_{T_n}^{R_{p0,2}} = 0,53 \quad (\text{Mittelwert des Streubandes})$$

$$D_{T_n}^A = 0,32$$

$$D_{T_n}^{A_g} = 0,29$$

Aus der Darstellung  $V(Z)$  in Abb. 9 (und Tab.9) sind die Daten des Punktes  $V_{Z_n}$  für  $Z_n = LG_1 + A_1 + KV$  zu entnehmen:

$$W_{Z_n}^{R_m} = 1,40$$

$$W_{Z_n}^{R_{pO,2}} = 1,12$$

$$D_{Z_n}^A = 0,39$$

$$D_{Z_n}^{A_g} = 0,34$$

(Anmerkung: Die niedriger liegenden Wirkungskoeffizienten der Probe 1.1 werden als Ausreißer gewertet.)

Aus der Darstellung  $V(Ab)$  in Abb. 11 (und Tabelle 10) sind die Daten des Punktes  $V_{Ab}$  für  $Ab_n = 10$  Atom % zu entnehmen. Sie sind identisch mit den Werten des Standardpunktes  $V_s$ :

$$W_{Ab_n}^{R_m} = 0,82$$

$$W_{Ab_n}^{R_{pO,2}} = 0,52$$

$$D_{Ab_n}^A = 0,42$$

$$D_{Ab_n}^{A_g} = 0,35$$

Aus der Darstellung  $V(C)$  in Abb. 13 (und Tab. 11) sind die Daten des Punktes  $V_{C_n}$  für  $C_n = 70 \mu m$  zu entnehmen:

$$W \frac{R_m}{C_n} = 1,40$$

$$D \frac{A}{C_n} = 0,67$$

und

$$W \frac{R_{p0,2}}{C_n} = 0,85$$

$$D \frac{Ag}{C_n} = 0,67$$

(Anmerkung: Die Standardwerte der Duktilitätsfaktoren, auf die in der Abschätzung Bezug genommen wird, liegen in der Kurve mit  $t_G = 1000-1600$  Std., daher müssen die Duktilitätsfaktoren auch aus dieser Kurve entnommen werden, obwohl deutlich ist, daß eine sehr viel ungünstigere Alternative existiert.)

Die Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren nach Gleichung (6) lauten:

$$W_n^{R_m} = W \frac{R_m}{\epsilon_n} + W \frac{R_m}{T_n} + W \frac{R_m}{Z_n} + W \frac{R_m}{Ab_n} + W \frac{R_m}{C_n} - (P-1) \cdot W \frac{R_m}{S}$$

$$W_n^{R_m} = 0,95 + 0,84 + 1,40 + 0,82 + 1,40 - (5-1) \cdot 0,82 = \underline{2,13}$$

$$W_n^{R_{p0,2}} = W \frac{R_{p0,2}}{\epsilon_n} + W \frac{R_{p0,2}}{T_n} + W \frac{R_{p0,2}}{Z_n} + W \frac{R_{p0,2}}{Ab_n} + W \frac{R_{p0,2}}{C_n} - (P-1) \cdot W \frac{R_{p0,2}}{S}$$

$$W_n^{R_{p0,2}} = 1,29 + 0,53 + 1,12 + 0,52 + 0,85 - (5-1) \cdot 0,52 = \underline{2,23}$$

$$D_n^A = D \frac{A}{\epsilon_n} + D \frac{A}{T_n} + D \frac{A}{Z_n} + D \frac{A}{Ab_n} + D \frac{A}{C_n} - (P-1) \cdot D \frac{A}{S}$$

$$D_n^A = 0,19 + 0,32 + 0,39 + 0,42 + 0,67 - (5-1) \cdot 0,42 = \underline{0,31}$$

$$D_n^{Ag} = D_{\epsilon_n}^{Ag} + D_{T_n}^{Ag} + D_{Z_n}^{Ag} + D_{Ab_n}^{Ag} + D_{C_n}^{Ag} - (P-1) \cdot D_S^{Ag}$$

$$D_n^{Ag} = 0,88 + 0,29 + 0,34 + 0,35 + 0,67 - (5-1) \cdot 0,35 = \underline{1,13}$$

Die Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren nach Gleichung (7) lauten:

$$W_n^{R_m} = W_{\epsilon_n}^{R_m} \cdot W_{T_n}^{R_m} \cdot W_{Z_n}^{R_m} \cdot W_{Ab_n}^{R_m} \cdot W_{C_n}^{R_m} \cdot (W_S^{R_m})^{1-P}$$

$$W_n^{R_m} = 0,95 \cdot 0,84 \cdot 1,40 \cdot 0,82 \cdot 1,40 \cdot 0,82^{1-5} = \underline{2,84}$$

$$W_n^{R_{p0,2}} = W_{\epsilon_n}^{R_{p0,2}} \cdot W_{T_n}^{R_{p0,2}} \cdot W_{Z_n}^{R_{p0,2}} \cdot W_{Ab_n}^{R_{p0,2}} \cdot W_{C_n}^{R_{p0,2}} \cdot (W_S^{R_{p0,2}})^{1-P}$$

$$W_n^{R_{p0,2}} = 1,29 \cdot 0,53 \cdot 1,12 \cdot 0,52 \cdot 0,85 \cdot 0,52^{1-5} = \underline{4,63}$$

$$D_n^A = D_{\epsilon_n}^A \cdot D_{T_n}^A \cdot D_{Z_n}^A \cdot D_{Ab_n}^A \cdot D_{C_n}^A \cdot (D_S^A)^{1-P}$$

$$D_n^A = 0,19 \cdot 0,32 \cdot 0,39 \cdot 0,42 \cdot 0,67 \cdot 0,42^{1-5} = \underline{0,21}$$

$$D_n^{Ag} = D_{\epsilon_n}^{Ag} \cdot D_{T_n}^{Ag} \cdot D_{Z_n}^{Ag} \cdot D_{Ab_n}^{Ag} \cdot D_{C_n}^{Ag} \cdot (D_S^{Ag})^{1-P}$$

$$D_n^{Ag} = 0,88 \cdot 0,29 \cdot 0,34 \cdot 0,35 \cdot 0,67 \cdot 0,35^{1-5} = \underline{1,36}$$

Die Mittelwerte der aus Gleichung (6) und (7) berechneten Vergleichsgrößen sind:

$$W_n^R = \frac{2,13 + 2,84}{2} = \underline{2,49}$$

$$W_n^{R_{p0,2}} = \frac{2,23 + 4,63}{2} = \underline{3,43}$$

$$D_n^A = \frac{0,31 + 0,21}{2} = \underline{0,26}$$

$$D_n^{A_g} = \frac{1,13 + 1,36}{2} = \underline{1,25}$$

Der Wert für  $D_n^{A_g} = 1,25$  ist nicht plausibel, da die Duktilität durch Korrosion nicht zunehmen kann. Man wird stattdessen annehmen, daß  $D_n^{A_g} \leq 1$  ist.

Bei Betrachtung der Zugfestigkeit ist die wirksame Korrosionstiefe (mit der Zugfestigkeit Null)

$$x = W_n^R \cdot C = 2,49 \cdot 70\mu\text{m} = \underline{174\mu\text{m}}.$$

Bei Betrachtung der 0,2-Dehngrenze (=Streckgrenze) ist die wirksame Korrosionstiefe (mit der Streckgrenze Null):

$$X = W_n^{R_{p0,2}} \cdot C = 3,43 \cdot 70\mu\text{m} = \underline{240\mu\text{m}}.$$

Die Bruchdehnung der korrodierten Probe beträgt

$$A_K = D_n^A \cdot A_O = 0,26 \cdot 10,0 \% = \underline{2,6 \%}.$$

Die Gleichmaßdehnung der korrodierten Probe beträgt

$$A_{g_K} = D_n^{A_g} \cdot A_{g_O} = (\leq 1) \cdot 7,7 \% \leq 7,7 \%$$

Da  $A \geq A_g$  ist, muß  $A_{g_K} \leq 2,6 \%$  oder  $7,7 \% \geq A_K \geq 2,6\%$  sein.

Man kann daraus nur qualitativ schließen, daß die Korrosion unter den betrachteten Bedingungen keinen Einfluß auf die Gleichmaßdehnung hat, dagegen geht die Einschnürdehnung ( $A-A_g$ ) vermutlich ganz verloren, was sich im Abfall der Bruchdehnung von 10% auf 2,6 % (bis 7,7 %) zeigt.

Hieraus wird deutlich, daß diese Abschätzungsrechnungen kritisch gehandhabt werden müssen, da sie wegen ihres abschätzenden Charakters in extremen Anwendungsfällen zu unmöglichen Resultaten (z.B. zu negativen Duktilitätsfaktoren, wo doch Null der Grenzwert ist) führen können. Anstelle einer analytischen Parameterstudie, die die Kenntnis der Funktion  $V = V(\dot{\epsilon}, T, Z, Ab, C)$  voraussetzt, soll hier nur qualitativ gesagt werden, unter welchen Bedingungen welche Zugeigenschaften infolge Korrosion verschlechtert werden. Die Abnahme von Zugfestigkeit und Streckgrenze ist bei niederen Verformungsgeschwindigkeiten, bei hohen Temperaturen, bei ungünstigen Materialbehandlungszuständen (=Chromverarmung an den Korngrenzen), bei hohem Abbrand und bei geringer Korrosionstiefe relativ stark. Die Abnahme von Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung ist bei niederen Verformungsgeschwindigkeiten, bei niederer (und sehr hoher) Temperatur, bei ungünstigen Materialbehandlungszuständen, bei hohem Abbrand und bei großen Korrosionstiefen relativ stark. Bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten werden die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung gegenüber der Streckgrenze und der Bruchdehnung stärker verschlechtert, während es bei niederen Verformungsgeschwindigkeiten umgekehrt ist.

#### 5.6 Zeitstandverhalten

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche bei 700°C sind in Tabelle 12 und Abb. 15 dargestellt. Die Zeitstandversuche zeigen, daß die korrodierten Proben wie

erwartet eine bedeutend niedrigere Zeitstandfestigkeit haben als die unkorrodierten, und zwar unabhängig davon, ob die korrodierten Proben im Vakuum oder an Luft geprüft werden und welche Standzeit sie hatten. Die Zeitstandkurve der korrodierten Proben läßt sich ziemlich genau in diejenigen der unkorrodierten Proben überführen, wenn der Korrosionsschicht die Festigkeit Null zugesprochen wird und die effektiven Spannungen der korrodierten Proben aus ihrem verminderten lasttragenden Querschnitt berechnet werden. Dieses Ergebnis ist nicht trivial, denn die Korrosionsschicht wird sicher eine Restfestigkeit haben, die aber in diesem Fall genau kompensiert wird von anderen Schädigungen, die entweder in dem (lichtmikroskopisch als unkorrodiert deklariert) Restquerschnitt der Probe unerkannt vorhanden sind oder beispielsweise als Kerbwirkung aus der Korrosionsschicht in den unkorrodierten Restquerschnitt hineinwirken. Die Duktilität der korrodierten Proben ist im allgemeinen niedriger als die der unkorrodierten, was an den Zahlen in der Nähe der Probensymbole abgelesen werden kann. Dies spricht auch für Wirkungen der Korrosionsschicht auf den unkorrodierten Restquerschnitt. Der Wirkungskoeffizient ist etwa 1 und der Duktilitätsfaktor etwa 0,3. Das entspricht den Daten für geringe Verformungsgeschwindigkeiten bei 700°C in Abb. 4.

#### 6. Vergleich mit dem Stahl 1.4981

In einer früheren Arbeit [5] sind ähnliche Ergebnisse für den ebenfalls stabilisierten austenitischen Stahl 1.4981 erzielt worden. Sie sollen kurz mit dem hier Berichteten verglichen werden, obwohl ein ganz korrekter Vergleich nicht möglich ist, weil die Materialbehandlungszustände unterschiedlich sind. Der Stahl 1.4981 ist nur kaltverformt, also nicht zusätzlich ausgelagert, weshalb er nach Abb. 9 einen ungünstigen Wirkungskoeffizienten haben

sollte. Die Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten von der Verformungsgeschwindigkeit bei 600°C war beim Stahl 1.4981 konstant und lag bei etwa 0,6. Beim Stahl 1.4970 nimmt er dagegen mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit auf Werte über 1 zu. Die Duktilitätsfaktoren steigen mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit beim Stahl 1.4981 stärker an, was günstiger ist. Die Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten von der Prüftemperatur ist im Bereich von 500 bis 750°C gleich, wenn man von einer einzelnen hoch kaltverformten Probe des Stahls 1.4981 absieht. Der Verlauf der Duktilitätsfaktoren ist ebenfalls sehr ähnlich, allerdings ist das Maximum der Gleichmaßdehnung beim Stahl 1.4981 zu niedrigeren Temperaturen (600-750°C) verschoben, was in der Praxis günstiger ist. Die Wirkungskoeffizienten der verschiedenen Materialbehandlungszustände sind beim Stahl 1.4981 in der Regel günstiger. Die Ursache ist (bei ungefähr gleichem Stabilisierungsgrad beider Stähle) der bedeutend geringere Kohlenstoffgehalt des Stahles 1.4981 und sein höherer Chromgehalt. Die Duktilitätsfaktoren beider Stähle sind etwa gleich (wobei der Stahl 1.4981 im lösungsgeglühten Zustand und der Stahl 1.4970 im Zustand LG<sub>1</sub> + KV + A<sub>2</sub> etwas vorteilhafter ist). Die Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten vom simulierten Abbrand scheint bei kleineren Abbränden für den Stahl 1.4970 günstiger zu sein. Allerdings sind diese Ergebnisse nicht ohne weiteres vergleichbar, weil beim Stahl 1.4981 sowohl die Verformungsgeschwindigkeit als auch die Korrosionstiefe kleiner waren, was beides die Ergebnisse relativ verschlechtert. Dagegen sind die Duktilitätsfaktoren des Stahles 1.4981 möglicherweise aus den gleichen Gründen etwas besser. In den Darstellungen der Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten und der Duktilitätsfaktoren von der Korrosionstiefe sind die Werte des Stahles 1.4981 wiederum günstiger als die des Stahles 1.4970. Obwohl auch hier die Übertragbarkeit der Ergebnisse nicht ganz unproblematisch ist, kann das Ergebnis doch noch als sicher gelten.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß der Stahl 1.4981 bezüglich des Einflusses der Korrosion auf die im Zugversuch meßbaren mechanischen Eigenschaften überlegen ist. Sie werden durch die interkristalline Korrosion weniger stark verschlechtert. Die Ursache dafür liegt darin, daß der Stahl 1.4981 weniger Kohlenstoff und mehr Chrom enthält als der Stahl 1.4970. Außerdem besitzt der Stahl 1.4970 in dem hier verwendeten Standardzustand LG<sub>1</sub>+ KV + A<sub>1</sub> relativ feste Korngrenze (Boreinfluß), die bei Korrosion dann auch relativ stärker geschädigt werden als weniger feste Korngrenzen anderer Stähle.

#### 7. Relevanz der Ergebnisse

Das Ziel der Arbeit war es, abzuschätzen, wie sich die für die Lebensdauer der Brennstäbe relevanten mechanischen Eigenschaften der Hüllrohre bei Korrosion mit Brennstoff und Spaltprodukten verändern. Die Einflußgrößen Verformungsgeschwindigkeit, Verformungstemperatur, simulierter Abbrand, Korrosionstiefe und Materialzustand (mit Ausnahme des bestrahlten Zustandes und der Korngröße) wurden systematisch variiert, sind also wahrscheinlich repräsentativ in den Untersuchungen enthalten. Da keine Brennstäbe mit echter in-pile-Korrosion und systematischer Variation der wesentlichen Parameter zur Verfügung standen, wurde derjenige Korrosionsprozeß, der m.E. die stärksten Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften hat, nämlich die interkristalline Korrosion durch Oxidation der Korngrenze, dadurch simuliert, daß Flachproben in einer Mischung aus überstöchiometrischem Uranoxid mit Beimengungen von Jod, Caesium und Tellur bei 650°C einige hundert Stunden geglüht wurden. Die Korngrenzenkorrosion war danach lichtmikroskopisch sehr gut sichtbar. Das Innere der Körner war dagegen nur an der Probenoberfläche geringfügig angegriffen. Als Probenform wurde die Flachzugprobe gewählt, weil der Arbeitsaufwand bei der Korrosion relativ gering ist und weil sie zur Simulation eines Teiles einer Rohrwand gut geeignet ist. Die Flachproben wurden im Zugversuch in einem

einachsigen Spannungszustand belastet, die Hüllrohre dagegen unterliegen einem mehrachsigen Spannungszustand. Die Ergebnisse sind durch die Wahl einer geeigneten Festigkeitshypothese übertragbar. Es ist aber bekannt, daß Proben im axialen Spannungszustand einem zusätzlichen Effekt unterliegen. Infolge der Kerbwirkung der interkristallinen Korrosion bilden sich an Rißspitzen mehrachsige Spannungszustände, die die Kornverformung behindern und damit festigkeitssteigernd und duktilitätsmindernd wirken (bei verhältnismäßig dünnen Flachproben besteht allerdings keine nennenswerte Behinderung der Querkontraktion) [10]. In mehrachsig belasteten Hüllrohren kann der Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes kaum noch infolge Korrosion zunehmen, so daß die Festigkeitssteigerung und Duktilitätsminderung infolge Kerbwirkung der Korrosion unterbleibt. Insofern liefern die Flachproben möglicherweise etwas zu niedrige Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren.

Sehr viel wesentlicher aber ist, daß Rohre unter Innendruckbelastung insbesondere bei hohen Temperaturen und niederen Verformungsgeschwindigkeiten, also bei überwiegend interkristallinem Bruch, eine verminderte Einschnürdehnung haben, weil das Versuchsende schon erreicht ist, wenn der Innendruck durch die poröse Rohrwand abfällt, während Zugproben, nachdem sie genau so porös sind, sich noch weiter verformen und dann erst zerreißen. Da sich die Korrosion bei niederen Verformungsgeschwindigkeiten (und 700°C) besonders in der Reduzierung der Einschnürdehnung auswirkt, ist die verwendete Flachzugprobe natürlich sehr viel stärker betroffen als ein Rohr mit Innendruck. Rohre werden also einen höheren Duktilitätsfaktor der Bruchdehnung aufweisen als Flachproben. Dies ist für Zeitstandsversuche nachgewiesen worden. Ein weiteres Problem ist die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf bestrahltes Material und die Wechselwirkung zwischen Bestrahlung und Korrosion. In erster Näherung könnte man bestrahltes Material als Material mit einem speziellen Behandlungszustand auffassen und es je nach Ausgangszustand und Bestrahlungsbedingungen

in die Reihe der untersuchten Materialbehandlungszustände einreihen. Die Auswirkungen der Korrosion auf ein solches Material ließen sich sicher brauchbar abschätzen. In Wirklichkeit findet die Korrosion aber während der Bestrahlung statt und es gibt sicher Wechselwirkungen. Man kann annehmen, daß die interkristalline Korrosion durch die reine Neutronenbestrahlung nicht verstärkt wird. Eher sorgt die durch das Überangebot an Leerstellen erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit im Korn für einen schnelleren Konzentrationsausgleich, sobald eine lokale Chromverarmung eintritt. Dagegen kann aber die Korngrenzenkorrosion die Hochtemperaturverprödung durch Heliumblasbildung dadurch wesentlich verstärken, daß die Korrosionsprodukte die Oberflächenspannung in den Korngrenzen erniedrigen und den Gasdruck in Heliumblasen erhöhen, wodurch diese schneller wachsen [18]. Bei Simulationsversuchen ist es also relevanter, korrodierte Proben zu bestrahlen, als bestrahlte Proben zu korrodieren.

Eine weitere noch offene Frage ist, wie die Schadensakkumulation der mechanischen Eigenschaften zu definieren und zu berechnen ist, wenn einige der betrachteten Parameter zeitabhängig sind, d.h., wenn mit zunehmender Zeit der Abbrand, die Korrosionstiefe und der Materialzustand sich ändern und die mechanische Belastung sich über den gesamten Zeitraum verteilt.

#### 8. Zusammenfassung

Es wurde der Einfluß der durch Uranoxid und Spaltprodukte hervorgerufenen interkristallinen Korrosion auf die im Zugversuch meßbaren mechanischen Eigenschaften von Flachproben aus dem Hüllrohrstahl 1.4970 gemessen. Als Parameter wurden die Verformungsgeschwindigkeit, die Prüftemperatur, der simulierte Abbrand, die Korrosionstiefe und der Werkstoffzustand variiert. Bei ungünstigen Parameterkonstellationen (z.B. geringe Verformungsgeschwindigkeit, ungeeigneter Werkstoffzustand, hoher Abbrand und geringe

Korrosionstiefe) ist die Annahme, daß die Korrosionsschicht die Festigkeit Null habe, nicht konservativ. Die wirksame Korrosionsschicht mit der Festigkeit Null kann ein Mehrfaches der lichtmikroskopisch gemessenen Korrosionstiefe betragen. Ebenso kann die Duktilität des Werkstoffes bei hohem Abbrand und großen Korrosionstiefen und weiteren ungünstigen Bedingungen um eine Größenordnung abfallen. Es wird eine Methode für eine abschätzende Parameterstudie vorgeschlagen und die Relevanz der Ergebnisse diskutiert.

#### 9. Danksagungen, Literatur, Nomenklatur

Der Verfasser des Berichtes dankt den Herren H. Zimmermann und H. Kempe für die Herstellung der Proben, den Herren Dr. P. Hofmann und B. Scheckel für die Korrosion der Proben sowie die Beschreibung dieser Arbeit in Kapitel 3.1, den Herren W. Schweiger und B. Seith für die Durchführung der Zug- und Zeitstandversuche und Herrn W. Meyer für die Anfertigung der Zeichnungen.

## Literatur

- [1] Müller-Lyda, I.: Untersuchungen zur mechanischen Wechselwirkung zwischen Brennstoff und Hüllrohr in Brennstäben von Schnellen Brüter-Reaktoren. KfK 3012 (1980).
- [2] IAEA-IWGER/16: Technical Committee Meeting on Fuel and Cladding Interactions. Tokyo (1977).
- [3] Böhm, H., Dienst, W., Kummerer, K.: Arbeiten zur Brennelement-Entwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KfK 1999 (1974).
- [4] Peehs, M., Rau, P., Dalle-Donne, M., Rehme, K.: Reaktortagung 1976, Düsseldorf, KtG im Deutschen Atomforum, ZAED, S. 917.
- [5] Schäfer, L., Hofmann, P.: Zügeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4981 nach Korrosion durch  $UO_{2+X}$  und Spaltprodukte. Journal of Nuclear Materials, 67 (1977) S. 88-96.
- [6] Götzmann, O., Hofmann, P., Thümmel, F.: Attack Upon the Cladding of Oxide Fuel Pins by Fuel and Fission Products, Journal of Nuclear Materials 52 (1974) S. 33
- [7] Hofmann, P.: Untersuchungen zum Reaktionsverhalten von Stählen mit simulierten Spaltprodukten in Gegenwart von  $UO_2$ ,  $(U,PU)O_2$  und UC und Möglichkeiten zur Verbesserung des Verträglichkeitsverhaltens von oxidischen Brennstäben, KfK 1813 (1974).
- [8] Adam, G.: Unveröffentlichter Bericht des KfK, (1976).
- [9] Böhm, H.: Einführung in die Metallkunde. 1 ed. Mannheim: Bibliographisches Institut 1968 S. 114.

- [10] Litzkendorf, M.: Über den Zusammenhang zwischen Korrosions- und Festigkeitsverhalten hochlegierter Chrom- und Chrom-Nickel-Stähle. Dissertation, TH Darmstadt (1974).
- [11] Strauß, B., Schottky, H., Hinnüber, J.: Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie 188 (1930) S. 309-24.
- [12] Wilson, F.G.: British Corrosion Journal 6 (1971) S. 100-108.
- [13] Wassilew, C., Simon, E.: Unveröffentlichter Bericht des KfK, (1978).
- [14] Padilha, A.F.: Ausscheidungsverhalten des titanstabilisierten austenitischen rostfreien 15%Cr-15%Ni-1,2%Mo-Stahles (DIN 1.4970). KfK 3151 (1981).
- [15] Schäfer, L., Polifka, F., Kempe, H.: Unveröffentlichter Bericht des KfK, (1978).
- [16] Tien, J.K., Purushothaman, S.: The Metallurgy of High Temperature Alloys. In: Forouli, Pettit (Hrsg.): Proceedings of the Symposium on Properties of High Temperature Alloys, Princeton: Electrochemical Society, S. 10.
- [17] Schäfer, L.: Unveröffentlichter Bericht des KfK, (1981).
- [18] Harries, D.R.: Neutron Irradiation Embrittlement of Austenitic Stainless Steels and Nickel Base Alloys. Journal of British Nuclear Engin. Society 5 (1966) S. 74-87.
- [19] Deutscher Normenausschuß (Hrsg.): Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe, Beuth-Vertrieb, Berlin (1970).

Nomenklatur

a	-	Breite der Probe
b	-	Dicke der Probe
c	-	wirkliche Korrosionstiefe (gemessen)
x	-	wirksame Korrosionstiefe (berechnet)
A	-	Querschnittsfläche
Ab [Atom%]	-	Abbrand
D	-	Duktilitätsfaktor
P	-	Versuchsparameter
F	-	Kraft
V	-	Vergleichsgröße (D bzw. W)
W	-	Wirkungskoeffizient
KV	-	kaltverformt
LG	-	lösungsgeglüht
A [%]	-	Bruchdehnung
A <sub>g</sub> [%]	-	Gleichmaßdehnung
A-A <sub>g</sub> [%]	-	Einschnürdehnung
R <sub>p0,2</sub> [MPa]	-	0,2 - Dehngrenze (Streckgrenze)
R <sub>m</sub> [MPa]	-	Zugfestigkeit
T [°C]	-	Temperatur
Z	-	Materialzustand
t[h]	-	Standzeit
σ [MPa]	-	Spannung im Zeitstandversuch
δ [%]	-	Bruchdehnung im Zeitstandversuch
$\dot{\epsilon}$	-	Verformungsgeschwindigkeit

Indices

O	-	Probe ohne Korrosion
K	-	Probe mit Korrosion
K <sub>s</sub>	-	Korrosionsschicht
Rest	-	unkorrodierter Rest einer Korrosions- probe
S	-	Standardwert
n	-	beliebiger nahegelegener Punkt
T <sub>s</sub>	-	Prüftemperatur (Standard)
Z <sub>s</sub>	-	Materialzustand (Standard)
Ab <sub>s</sub>	-	Abbrand (Standard)
C <sub>s</sub>	-	Korrosionstiefe (Standard)
$\dot{\epsilon}_s$	-	Verformungsgeschwindigkeit (Standard)

Tabelle 2: Korrosionsbedingungen und Korrosionstiefen

a) Simulierter Abbrand = 10 [Atom%]; angestrebte Korrosionstiefe  
 $c = 100 \text{ } [\mu\text{m}]$ , Glühzeit  $t_G = 1000 \text{ } [\text{h}]$ .

Nr.	mechan.-therm. Behandlung			erreichte Korrosionstiefen C [ $\mu\text{m}$ ]
	LG [ $^{\circ}\text{C}$ -min]	KV [%]	A [ $^{\circ}\text{C}$ -h]	
1	1100 $^{\circ}$ -10'	-	800 $^{\circ}$ -2h + 15 % KV	95 - 110
2	"	15	-	95 - 100
3	"	"	750 $^{\circ}$ -2h	90 - 110
4	"	-	-	100
5	"	-	800 $^{\circ}$ -2h	110 - 120
6	"	15	"	90 - 110
7	1120 $^{\circ}$ -30'	"	"	95 - 100
8	"	"	-	95 - 105

b) Materialzustand von Nr. 6 aus a): Referenzzustand = LG + 15 % KV + 800 $^{\circ}\text{C}$ -2 h

simulierter Abbrand [Atom %]	5	10				15	20
Glühzeit $t_G$ [h]	1250	200	1000	1200	1600	774	500
erreichte Korrosions- tiefen C [ $\mu\text{m}$ ]	95-	50-	90-	100-	125-	90-	90-
	100	70	110	140	170	120	120

LG - Lösungsglühung; KV = Kaltverformung; A = Auslagerungsglühung

**Tabelle 3:** Zugeigenschaften von Standardproben bei unterschiedlicher Verformungsgeschwindigkeit (Zust. LG<sub>1</sub> + KV + A<sub>1</sub>; Ab. = 0 bzw. 10 Atom%)

Probe Nr.	C [µm]	$\dot{\epsilon}$ [%/min]	T [°C]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]
258	Null	0,02	600	424	448	12,0	3,6	8,4
254	"	0,2	"	441	494	17,7	7,6	10,1
255	"	2	"	431	511	9,9	8,0	1,9
257	"	20	"	394	483	9,3	7,7	1,6
256	"	200	"	433	515	11,0	8,6	2,4
252	"	0,02	700	315	319	13,7		13,3
251	"	0,2	"	368	375	22,7	2,4	20,3
249	"	2	"	340	406	14,8	4,8	10,0
250	"	20	"	350	441	10,0	7,2	2,8
6,15	"	20	"	374	450	10,0	8,2	1,8
253	"	200	"	359	455	7,6	7,1	0,5
<hr/>								
165	100	0,02	600	263	310	6,4	2,4	4,0
164	100	0,2	"	301	357	7,3	5,2	2,1
158	100	2	"	315	361	3,6	2,7	0,9
169	100	20	"		354	2,4	2,1	
168	100	200	"	315	396	6,2	5,7	0,5
175	100	0,02	700	191	219	2,8	1,4	1,4
174	100	0,2	"	217	263	4,4	2,1	2,3
173	100	2	"	235	308	3,3	2,3	1,0
172	100	20	"	278	312	3,8	2,3	1,5
227	100	20	"	322	343	4,5	3,1	1,4
171	100	200	"	319	319	—	—	—
216	100	200	"	287	308	2,4	2,0	0,4
<hr/>								
Null				△	○		○	▽
100				▲	●		●	▼
		Symbole						

Tabelle 4: Wirkungskoeffizient und Duktilitätsfaktor von Standardproben ( $c = 100 \mu\text{m}$ ) bei unterschiedlicher Verformungsgeschwindigkeit (Zust.  $LG_1 + KV + A_1$ ; Ab. = 10 Atom %)

Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ [%/min]	Proben-Nr.		$\frac{A_{\text{korr.}}}{A_{\text{unk.}}}$	$\frac{A_g^{\text{korr.}}}{A_g^{\text{unk.}}}$	$\frac{A-A_g^{\text{(korr.)}}}{A-A_g^{\text{(unk.)}}}$	X [ $\mu\text{m}$ ] aus $R_{p0,2}$	W aus $R_{p0,2}$	Temp. [ $^{\circ}\text{C}$ ]	X [ $\mu\text{m}$ ] aus $R_m$	W aus $R_m$
	korrodiert	unkorr.								
0,02	165	258	0,53	0,67	0,48	119	1,19	600	96	0,96
0,2	164	254	0,41	0,68	0,21	99	0,99	"	86	0,86
2,0	158	255	0,36	0,34	0,47	83	0,83	"	91	0,91
20	169	257	0,26	0,27		107	1,07	"	82	0,82
200	168	256	0,56	0,66	0,21	84	0,84	"	71	0,71
0,02	175	252	0,20	—	0,11	124	1,24	700	97	0,97
0,2	174	251	0,19	0,88	0,11	129	1,29	"	93	0,93
2,0	173	249	0,22	0,48	0,10	96	0,96	"	74	0,74
20	172	250 +	0,38	0,30	0,65	71	0,52*	"	93	0,93
	227	6.15	0,45	0,40	0,61	33			71	0,71
200	171 +	253	0,32	0,28	0,80	47	0,47	"	97	0,97
	216									
Symbole			▲	●	▼		▲			●

\*Mittelwert von 0,33 und 0,71

**Tabelle 5:** Zugeigenschaften von Standardproben in Abhängigkeit von der Prüftemperatur ( $\dot{\epsilon} = 20 \text{ %/min}$ , Zust. LG<sub>1</sub> + KV + A<sub>1</sub>; Ab. = 0 bzw. 10 Atom %)

Probe Nr.	C [µm]	T [°C]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]
6.14	Null	400	466	564	9,2	8,4	0,8
6.38	"	400	446	557	7,4	6,6	0,8
6.33	"	500	395	525	11,0	9,5	1,5
257	"	600	394	483	9,3	7,7	1,6
6.34	"	650	341	455	6,8	5,8	1,0
6.15	"	700	374	450	10,0	8,2	1,8
250	"	700	350	441	10,0	7,2	2,8
6.35	"	750	350	389	9,4	3,5	5,9
6.36	"	800	298	326	22,2	1,5	20,7
6.37	"	850	231	291	25,1	1,5	23,6
6.39	"	900	215	232	—	—	—
6.16	"	900	207	217	32,8	1,4	31,4
6.17	"	950	—	—	69,7	16,4	53,3
6.18	"	1000	60	74	64,8	17,5	47,3
211	100	RT	403	559	9,8	8,7	1,1
212	100	400	394	459	4,8	4,2	0,6
217	100	500	350	403	2,8	2,2	0,6
169	100	600	—	354	2,4	2,1	(0,3)
172	100	700	278	312	3,8	2,3	1,5
227	100	700	322	343	4,5	3,1	1,4
220	100	750	203	233	—	0,6	—
224	98	750	327	341	3,1	0,9	2,2
214	98	800	235	242	6,0	1,0	5,0
207	98	850	188	215	3,6	1,2	2,4
191	98	900	114	126	—	—	—
205	98	900	172	195	3,8	1,1	2,7
204	98	950	78	87	15,3	1,7	13,6
203	98	1000	44	46	5,3	2,2	3,1
Symbole	Null		△	○		○	▽
	98-100		▲	●		●	▼

**Tabelle 6:** Zugeigenschaften von Standardproben in Abhängigkeit von der Prüftemperatur ( $\dot{\epsilon} = 0,2$  bzw.  $2$  %/min, Zust. LG<sub>1</sub> + KV + A<sub>1</sub>; Ab. = 0 bzw. 10 Atom %)

Probe Nr.	C [µm]	T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [%/min]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]
254	Null	600	0,2	441	494	17,7	7,6	10,1
255	"	600	2,0	431	511	9,9	8,0	1,9
249	"	700	2,0	340	406	14,8	4,8	10,0
251	"	700	0,2	368	375	22,7	2,4	20,3
6.40	"	800	2,0	279	300	8,0	1,0	7,0
6.13	"	900	2,0	154	168	25,0	0,7	24,3
210	100	RT	0,2	385	511	7,9	6,8	1,1
209	100	400	0,2	361	403	4,2	3,1	1,1
164	100	600	0,2	301	357	7,3	5,2	2,1
174	100	700	0,2	217	263	4,4	2,1	2,3
187	100	800	0,2	133	139	3,3	0,8	2,5
<b>Symbole</b>	Null			△	○		○	▽
	100			▲	●		●	▼

Tabelle 7: Wirkungskoeffizient und Duktilitätsfaktor von Standardproben in Abhängigkeit von der Prüftemperatur (Zust. LG<sub>1</sub> + KV + A<sub>1</sub>; Ab. = 10 Atom %)

T [°C]	Proben-Nr.		ε [%/min]	$\frac{A_{\text{korr.}}}{A_{\text{unk.}}}$	$\frac{A_{\text{g korr.}}}{A_{\text{g unk.}}}$	$\frac{A-A_{\text{g}}(\text{korr.})}{A-A_{\text{g}}(\text{unk.})}$	X [μm]	W	X[μm]	W	C [μm]
	korrod.	unkorr.					aus R <sub>p0,2</sub>	aus R <sub>p0,2</sub>	aus R <sub>m</sub>	aus R <sub>m</sub>	
400		6.14	20								
400	212	+ 6.38	"	0,58	0,56	0,75	41	0,41	55	0,55	100
500	217	6.33	"	0,25	0,23	0,40	34	0,34	71	0,71	"
600	169	257	"	0,26	0,27	(0,19)	-	-	82	0,82	"
700	172	6.15	"	0,38	0,30	0,65	71	0,71	93	0,93	"
700	227	+ 250	"	0,45	0,40	0,61	33	0,33	71	0,71	"
750	220	6.35	"								"
750	+ 224		"	0,33	0,21	0,37	75	0,77	81	0,83	98
800	214	6.36	"	0,27	0,67	0,24	65	0,66	79	0,81	"
850	207	6.37	"	0,14	0,80	0,10	57	0,58	81	0,83	"
900	191	6.39	"								"
							100	1,02	88	0,90	
900	+ 205	+ 6.16	"	0,12	0,79	0,09					"
950	204	6.17	"	0,22	0,10	0,26					"
1000	203	6.18	"	0,08	0,13	0,07	82	0,84	119	1,21	"
600	164	254	0,2	0,53	0,67	0,35	96	0,96	90	0,90	100
		+ 255	"								
700	174	251	"	0,19	0,88	0,11	129	1,29	93	0,93	"
800	187	6.40	" + 2	0,41	0,80	0,36	168	1,68	173	1,73	"
Symbole			20	▲	●	▼		▲		●	

Tabelle 8 : Zugeigenschaften und relativer Verlust an Zugeigenschaften in Abhängigkeit vom Material-Behandlungszustand  
(T = 700°C, ε̇ = 20 %/min; Ab. = 0 bzw. 10 Atom%)

Material- zustand	u n k o r r o d i e r t						k o r r o d i e r t						relativer Verlust <sup>†)</sup> bei					
	Probe Nr.	R <sub>p0,2</sub> [Mpa]	R <sub>m</sub> [Mpa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]	Probe Nr.	C [μm]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	A	A <sub>g</sub>	A-A <sub>g</sub>
LG <sub>1</sub>	4.8	203	347	38,8	25,0	13,8	4.1	100	91	165	7,2	7,0	0,2	0,53	0,52	0,77	0,69	0,96
"	4.9	215	363	29,5	23,5	6,0	4.4	100	104	178	8,5	8,0	0,5					
LG <sub>1</sub> +A <sub>1</sub>	5.8	161	322	30,0	23,8	6,2	5.7	108	84	158	8,0	7,7	0,3	0,49	0,56	0,73	0,65	0,96
"	5.9	194	340	29,1	20,2	8,9	5.3	118	96	131	-	-	-					
LG <sub>1</sub> +A <sub>1</sub> +KV	1.8	378	438	6,1	5,3	0,8	1.1	96	284	310	2,4	1,8	0,6	0,29	0,35	0,67	0,61	0,79
"	1.9	378	447	9,1	4,7	4,4	1.3	111	280	314	2,6	2,1	0,5					
LG <sub>1</sub> +KV	2.8	411	481	5,6	4,7	0,9	2.2	100	303	305	2,6	-	-	0,26	0,34	0,78	0,78	0,91
"	2.9	403	498	12,5	4,6	7,9	2.1	98	296	343	1,4	1,0	0,4					
LG <sub>2</sub> +KV	8.8	414	480	9,0	6,6	2,4	8.1	100	361	392	5,2	4,0	1,2	0,21	0,20	0,42	0,37	0,51
"	8.9	413	492	8,6	4,5	4,1	8.3	98	291	382	5,0	3,0	2,0					
LG <sub>1</sub> +KV+A <sub>2</sub>	3.8	411	476	7,1	5,1	2,0	3.5	111	301	320	4,9	2,9	2,0	0,25	0,32	0,55	0,48	0,65
"	3.9	385	472	7,0	4,3	2,7	3.3	113	-	324	3,3	2,3	1,0					
"	3.10	408	478	13,5	5,5	8,0												
LG <sub>1</sub> +KV+A <sub>1</sub>	6.15	374	450	10,0	8,2	1,8	172	100	278	312	3,8	2,3	1,5	0,17	0,26	0,59	0,65	0,37
"	250	350	441	10,0	7,2	2,8	227	100	322	343	4,5	3,1	1,4					
LG <sub>2</sub> +KV+A <sub>1</sub>	7.8	384	462	10,0	7,8	2,2	7.1	100	326	350	2,7	2,2	0,5	0,17	0,24	0,73	0,72	0,68
"							7.3	96	319	361	2,9	2,0	0,9					
"							7.4	100	314	340	2,6	2,4						
Symbole														▲	●	▲	●	×

<sup>†</sup>Der relative Verlust wird z.B. bei der Bruchdehnung berechnet aus: 
$$\left[ \frac{\sum A(\text{unkorr.})}{n} - \frac{\sum A(\text{korr.})}{m} \right] \cdot \frac{\sum A(\text{unkorr.})}{n}$$
; n, bzw. Anzahl der Messungen.

Bei der Dehnung ist der relative Verlust identisch mit der Versprödung.

Tabelle 9: Wirkungskoeffizient und Duktilitätsfaktor von Standardproben in Abhängigkeit vom Material-Behandlungszustand (T = 700°C,  $\dot{\epsilon}$  = 20%/min, Ab. = 10 Atom%)

Material-zustand	Proben-Nr.		C [ $\mu\text{m}$ ]	$\frac{A_{\text{korr.}}}{A_{\text{unk.}}}$	$\frac{A_{\text{korr.}}}{A_{\text{g unk.}}}$	$\frac{A-A_{\text{g}} (\text{korr.})}{A-A_{\text{g}} (\text{unk.})}$	aus $R_{p0,2}$		aus $R_m$	
	unkorrod.	korrod.					X [ $\mu\text{m}$ ]	W	X [ $\mu\text{m}$ ]	W
LG <sub>1</sub>	4.9 + 4.8	4.1	100	0,21	0,29	0,02	182	1,82	172	1,72
"		4.4	100	0,25	0,33	0,05	161	1,61	159	1,59
LG <sub>1</sub> +A <sub>1</sub>	5.9 + 5.8	5.7	108	0,27	0,35	0,04	168	1,55	168	1,55
"		5.3	118	-	-	-	144	1,22	196	1,66
LG <sub>1</sub> +A <sub>1</sub> +KV	1.9 + 1.8	1.1	96	0,32	0,36	0,23	76	0,80	93	0,97
"		1.3	111	0,34	0,42	0,19	80	0,72	90	0,81
"		1.7	100	-	-	-	112	1,12	142	1,42
LG <sub>1</sub> + KV	2.9 + 2.8	2.2	100	0,29	-	-	79	0,79	118	1,18
"		2.1	98	0,15	0,21	0,09	84	0,86	93	0,95
LG <sub>2</sub> + KV	8.9 + 8.8	8.1	100	0,59	0,71	0,36	39	0,39	59	0,59
"		8.3	98	0,57	0,54	0,61	92	0,94	66	0,67
LG <sub>1</sub> +KV+A <sub>2</sub>	3.9 + 3.8 + 3,10	3.5	111	0,53	0,58	0,48	77	0,69	102	0,92
"		3.3	113	0,36	0,46	0,24	-	-	99	0,87
LG <sub>1</sub> +KV+A <sub>1</sub>	6.15 + 250	172	100	0,38	0,30	0,65	71	0,71	93	0,93
"		227	100	0,45	0,40	0,61	33	0,33	71	0,71
LG <sub>2</sub> +KV+A <sub>1</sub>	7.8	7.1	100	0,27	0,28	0,23	46	0,46	75	0,75
"		7.3	96	0,29	0,26	0,41	52	0,54	67	0,70
"		7.4	100	0,26	0,31		56	0,56	81	0,81
Symbole				▲	○	X		▲		○

Tabelle 10: Zugeigenschaften sowie Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren bei unterschiedlichen simulierten Abbrandsystemen (Zust.:  $LG_1 + KV + A_1$ ;  $T = 700^\circ C$ ,  $\dot{\epsilon} = 20 \text{ \%/min}$ )

Proben Nr.	Abbrand [Atom%]	C [ $\mu m$ ]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A [%]	$A_g$ [%]	$A-A_g$ [%]	$\frac{A^{korr.}}{A^{unk.}}$	$\frac{A_g^{korr.}}{A_g^{unk.}}$	$\frac{A-A_g(korr.)}{A-A_g(unk.)}$	aus $R_{p0,2}$ X[ $\mu m$ ] W	aus $R_m$ X[ $\mu m$ ] W
6.15	Null	Null	374	450	10,0	8,2	1,8					
250	"	"	350	441	10,0	7,2	2,8	1	1	1	0	-
6.1	5	100	331	343	-	-	-	-	-	-	26	0,26
6.7	5	100	354	378	5,2	3,8	1,4	0,52	0,49	0,61	7	0,07
172	10	100	278	312	3,8	2,3	1,5	0,38	0,30	0,65	71	0,71
227	10	100	322	343	4,5	3,1	1,4	0,45	0,40	0,61	33	0,33
6.29	15	93	224	256	2,0	1,2	0,8	0,20	0,16	0,35	120	1,29
6.22	15	100	231	245	2,6	> 0,9	-	0,26	> 0,12	-	113	1,13
6.45	20	95	221	228	1,1	0,7	0,4	0,11	0,09	0,17	122	1,29
646	20	120	179	200	2,3	1,3	1,0	0,23	0,17	0,43	162	1,35
Symbole			▲	●	▲	●	▼	▲	●	▼	▲	●

Tabelle 11: Zugeigenschaften sowie Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren bei unterschiedlichen Korrosionstiefen (Zust. LG<sub>1</sub>+KV+A<sub>1</sub>; T = 700 °C; ε̇ = 20 %/min; Ab. = 10 Atom%)

Probe Nr.	C [µm]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	A <sub>g</sub> [%]	A-A <sub>g</sub> [%]	$\frac{A_{korr}}{A_{unk.}}$	$\frac{A_{g,korr.}}{A_{g,unk.}}$	$\frac{A-A_g(korr)}{A-A_g(unk.)}$	aus R <sub>p0,2</sub> X[µm]	aus R <sub>m</sub> X[µm]	W	W
6.15	Nu11	374	450	10,0	8,2	1,8	1	1	1	0	0		
250	"	350	441	10,0	7,2	2,8							
6.64	50	284	301	1,9	1,6	0,3	0,19	0,21	0,13	66	1,32	101	2,02
6.67	58	326	345	2,2	1,5	0,7	0,22	0,19	0,30	30	0,52	70	1,20
6.68	58	291	318	2,3	1,5	0,8	0,23	0,19	0,35	60	1,03	89	1,53
6.61	58	-	297	2,5	1,9	0,6	0,25	0,25	0,26	-	-	104	1,80
6.72	58	273	329	3,1	1,7	1,4	0,31	0,22	0,61	76	1,30	81	1,40
6.78	71	298	323	3,3	1,4	1,9	0,33	0,18	0,83	54	0,76	85	1,20
181	83	263	301	-	-	-	-	-	-	85	1,02	101	1,22
112	90	315	364	4,8	3,9	0,9	0,48	0,51	0,39	39	0,44	56	0,62
172	100	278	312	3,8	2,3	1,5	0,38	0,30	0,65	71	0,71	93	0,93
227	100	322	343	4,5	3,1	1,4	0,45	0,40	0,61	33	0,33	71	0,71
127	105	249	305	5,8	4,1	1,7	0,58	0,53	0,74	97	0,92	98	0,94
302	108	245	263	-	-	-	-	-	-	101	0,93	129	1,20
226	115	245	312	6,7	3,5	3,2	0,67	0,45	-	101	0,87	93	0,81
228	118	303	324	4,2	2,7	1,5	0,42	0,35	0,65	50	0,42	85	0,72
311	125	256	312	2,9	2,0	0,9	0,29	0,26	0,39	91	0,73	93	0,75
306	142	210	245	1,0	0,8	0,2	0,10	0,10	0,09	133	0,93	143	1,01
319	145	252	273	1,4	0,8	0,6	0,14	0,10	0,26	94	0,65	122	0,84
307	158	291	336	3,1	1,7	1,4	0,31	0,22	0,61	60	0,38	76	0,48
318	169	224	243	2,5	1,0	1,5	0,25	0,13	0,65	120	0,71	144	0,85

Symbole

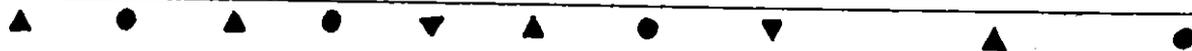


Tabelle 12: Zeitstandversuche an Standardproben bei 700 °C (Zust. LG<sub>1</sub>+KV+A<sub>1</sub>; A = 2,8 mm<sup>2</sup>; C = 98-100 μm)

Probe Nr.	F [N]	σ [MPa]	Standzeit t[h]	Bruchdehnung δ[%]	Umgebung		C [μm]
					Luft	Vakuum	
230	840	300	3,5	20,0		X	Null
231	760	270	12,5	7,6		X	"
232	670	240	35,	4,8		X	"
233	560	200	214	19,2		X	"
234	480	170	460	14,4		X	"
122	540	193	0,04	8,8		X	~ 100
188	410	146	10	5,6		X	"
111	380	136	>360	-		X	"
115	360	129	252	6,0		X	"
124	320	114	1113	11,2		X	"
118	310	111	1567	7,6		X	"
129	522	186	Null	3,2	X		"
128	462	165	132	5,2	X		"
119	432	154	80	3,2	X		"
126	410	146	277	6,4	X		"
117	357	128	198	5,6	X		"
109	350	125	385	7,6	X		"
123	311	111	232	4,0	X		"
114	288	103	1029	3,2	X		"
Symbole						○	Null
					X	⊗	~ 100

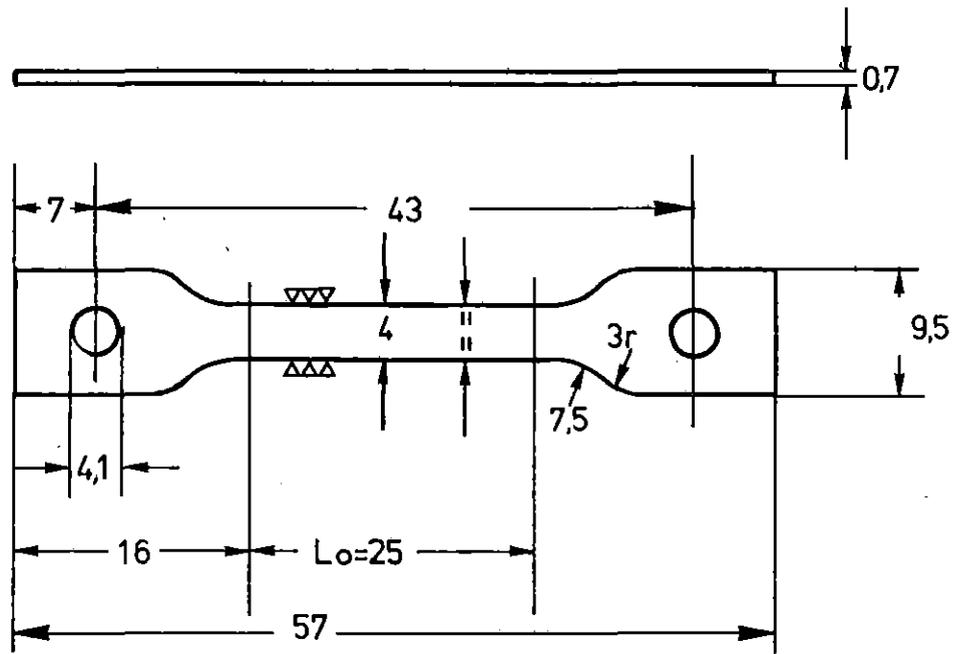


Abb. 1: Probenform

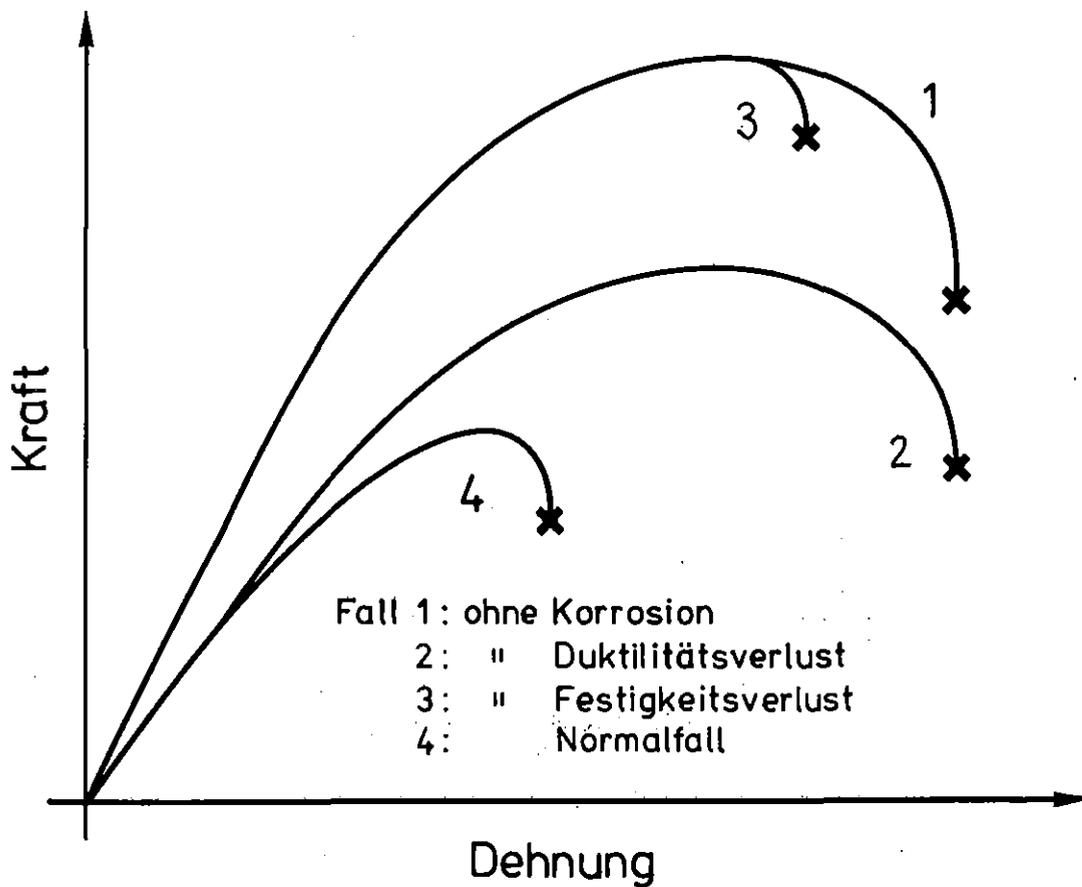


Abb. 2: Schematische Darstellung des Einflusses von interkristalliner Korrosion

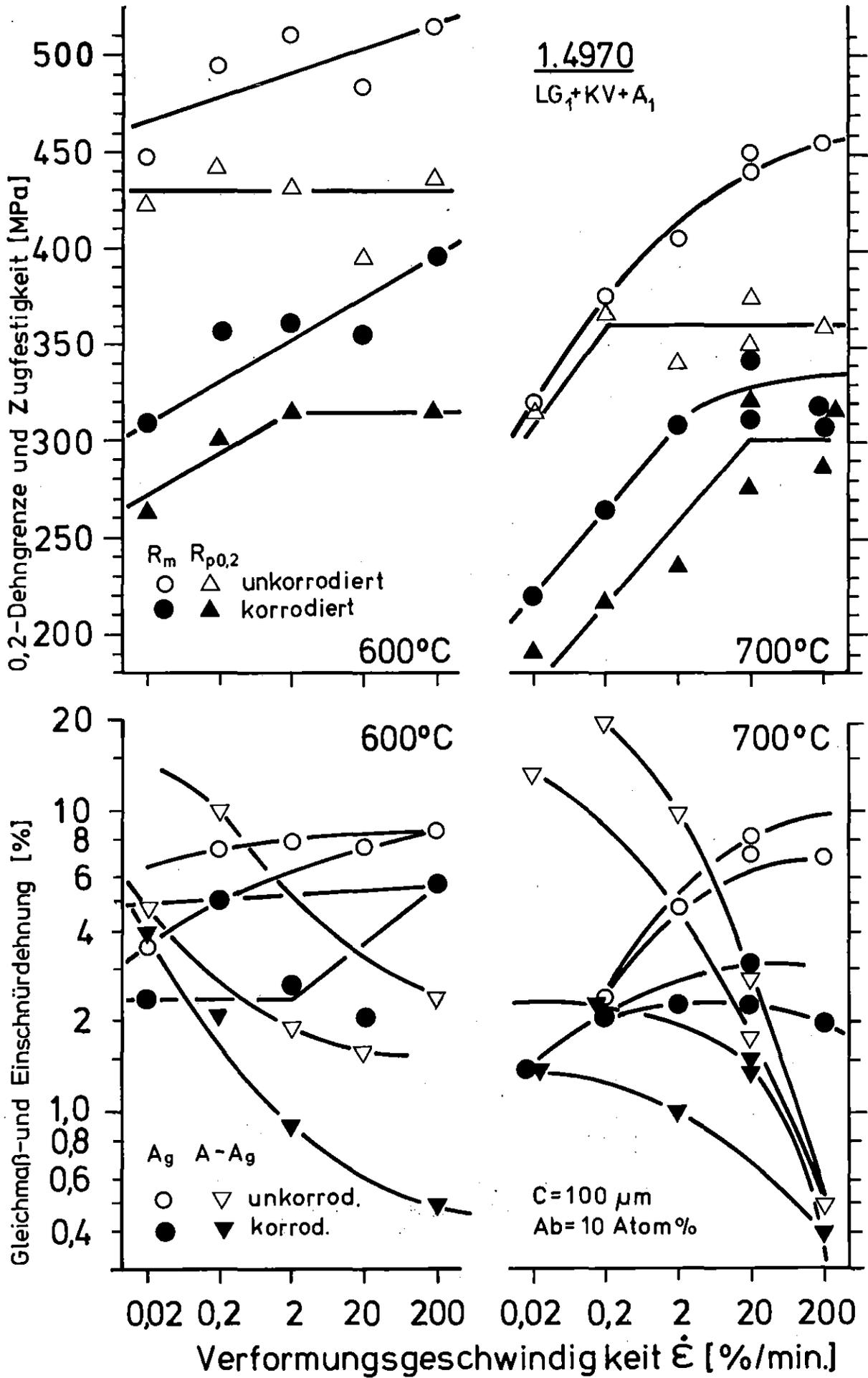


Abb. 3: Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Verformungsgeschwindigkeit

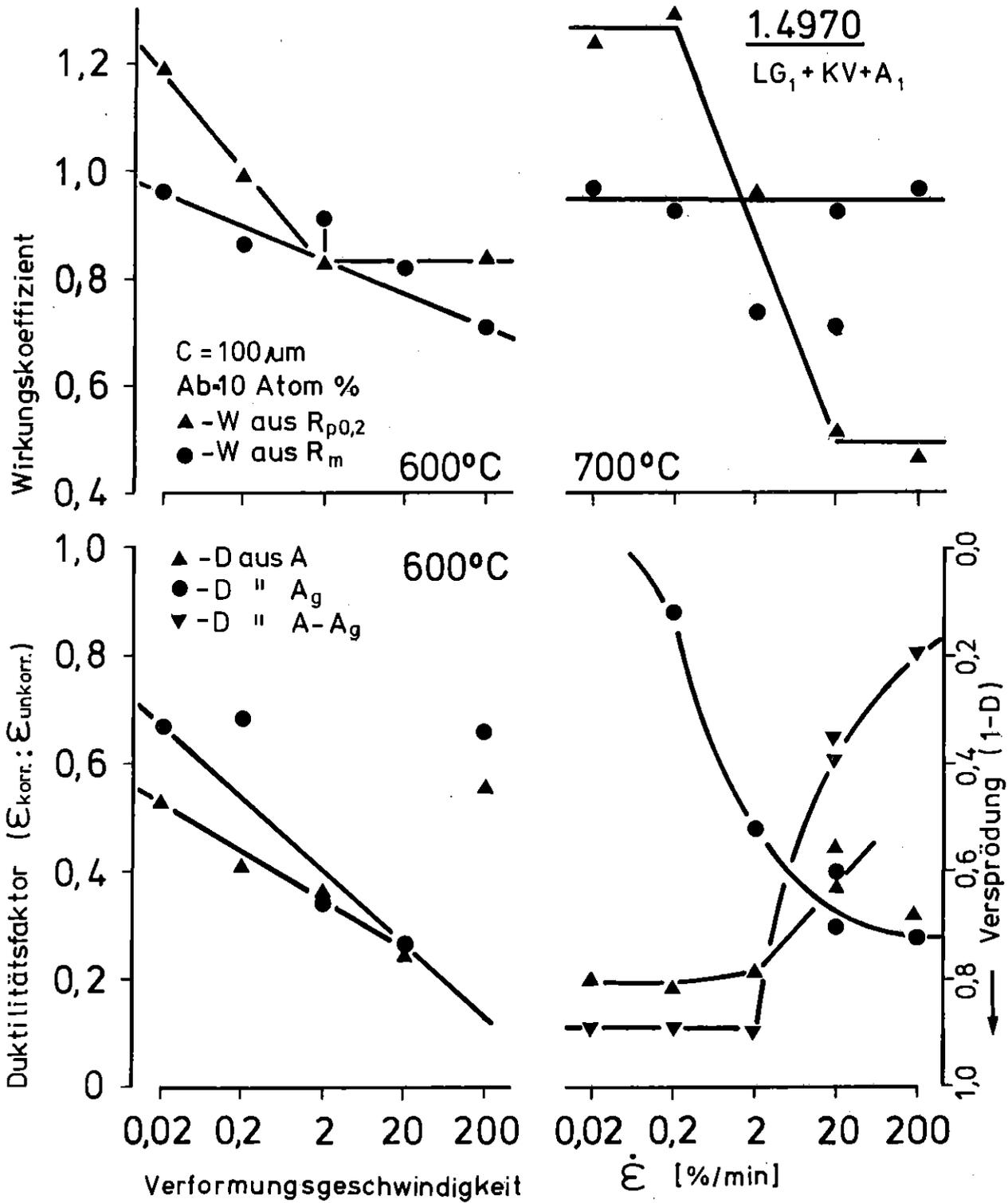


Abb. 4: Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten und der Duktilitätsfaktoren von der Verformungsgeschwindigkeit.

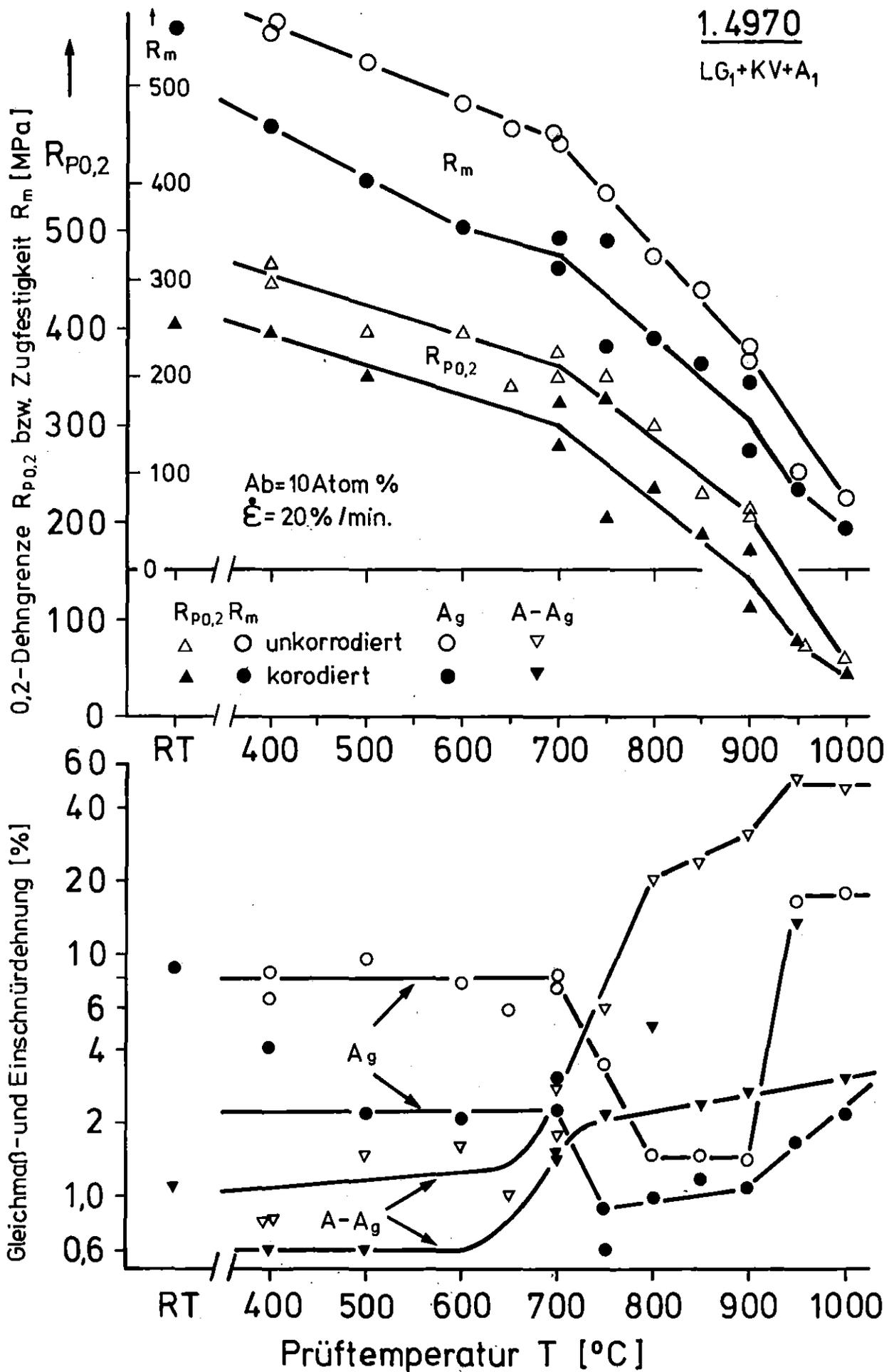


Abb. 5: Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Prüftemperatur (bei  $\dot{\epsilon} = 20\% / \text{min}$ )

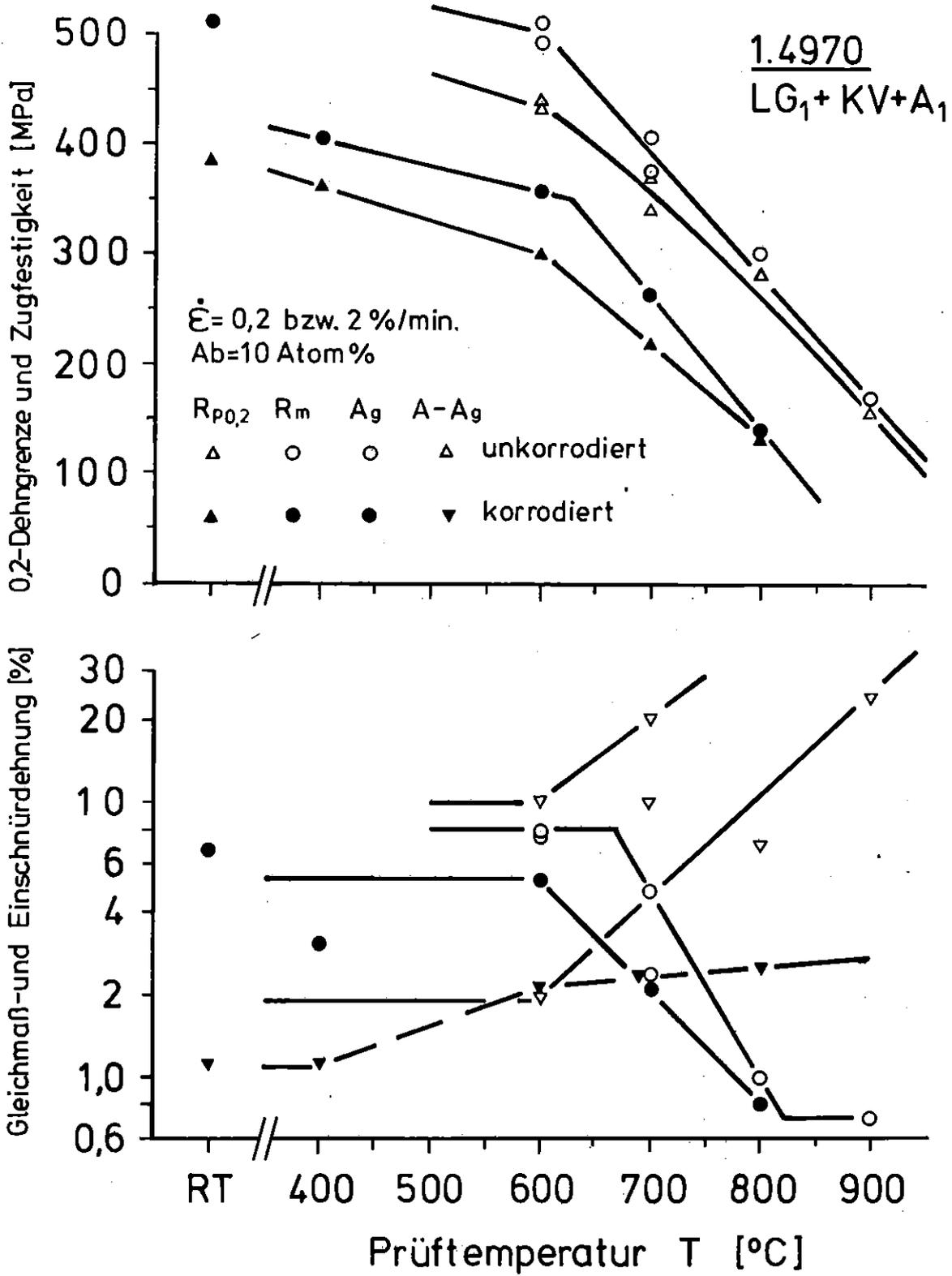


Abb. 6: Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Prüftemperatur  
(bei  $\dot{\epsilon} = 0,2$  bzw.  $2 \text{ \%}/\text{min.}$ )

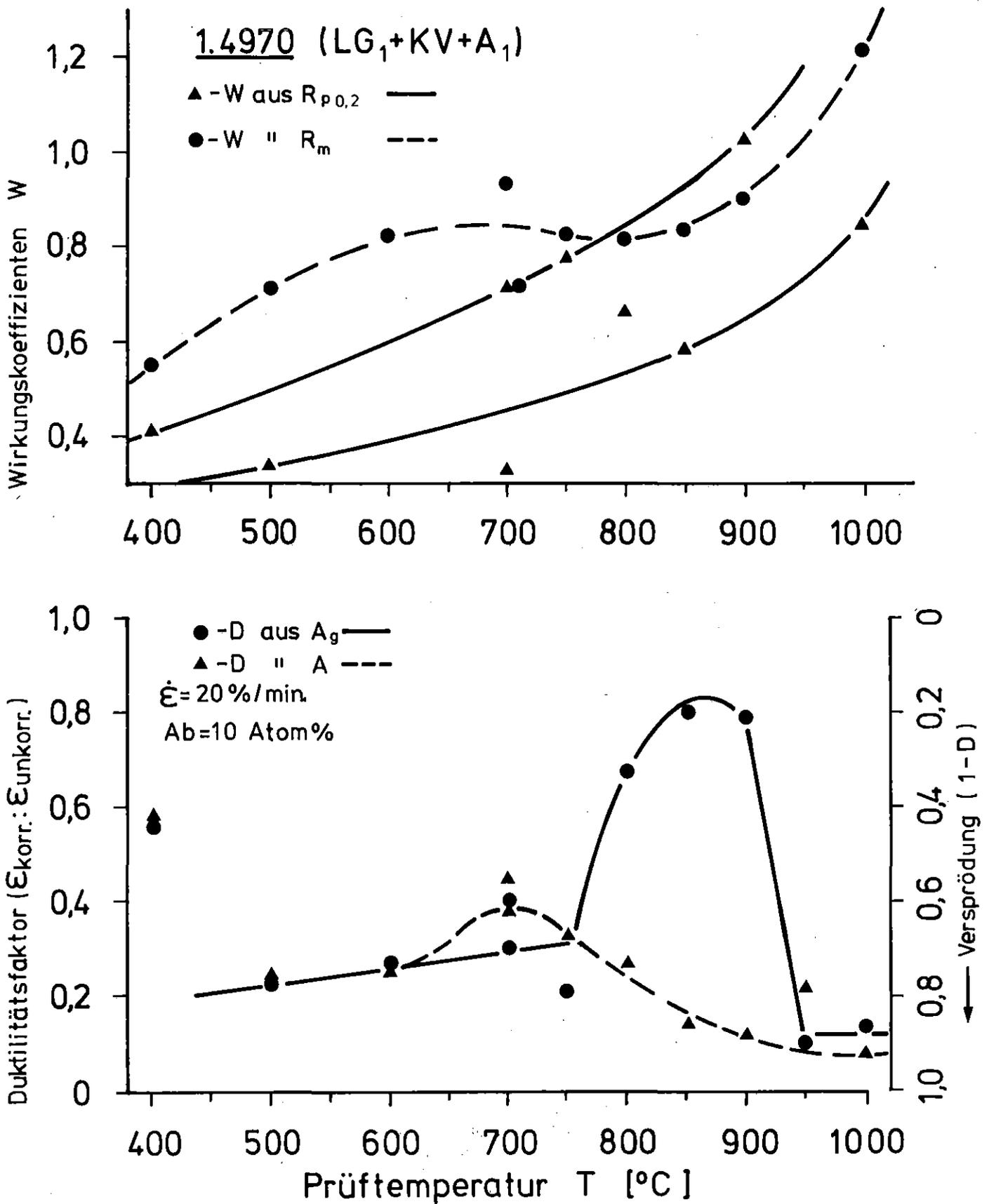


Abb. 7: Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten und der Duktilitätsfaktoren von der Prüftemperatur

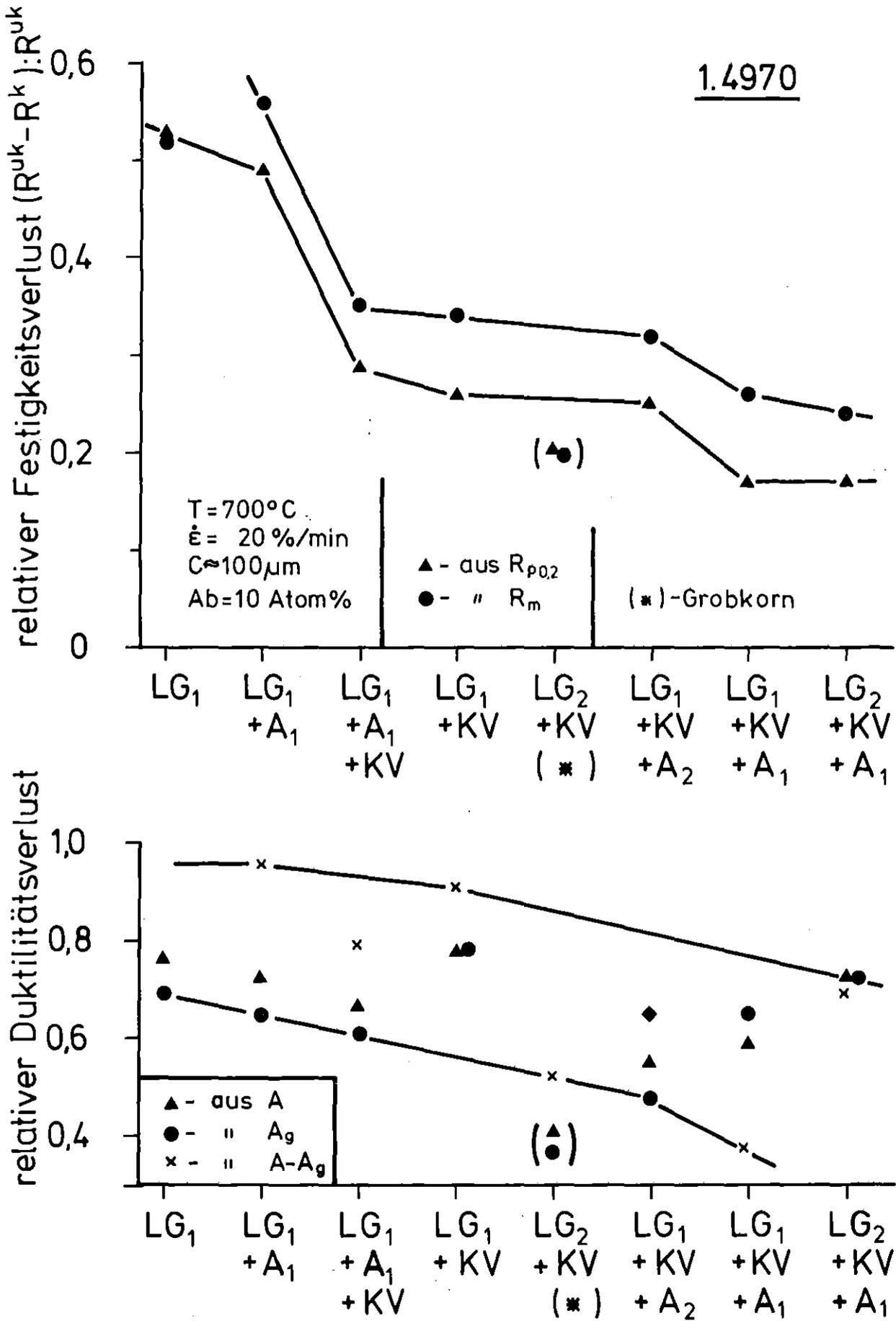


Abb. 8: Relativer Verlust an Zugeigenschaften bei unterschiedlichen Materialbehandlungszuständen

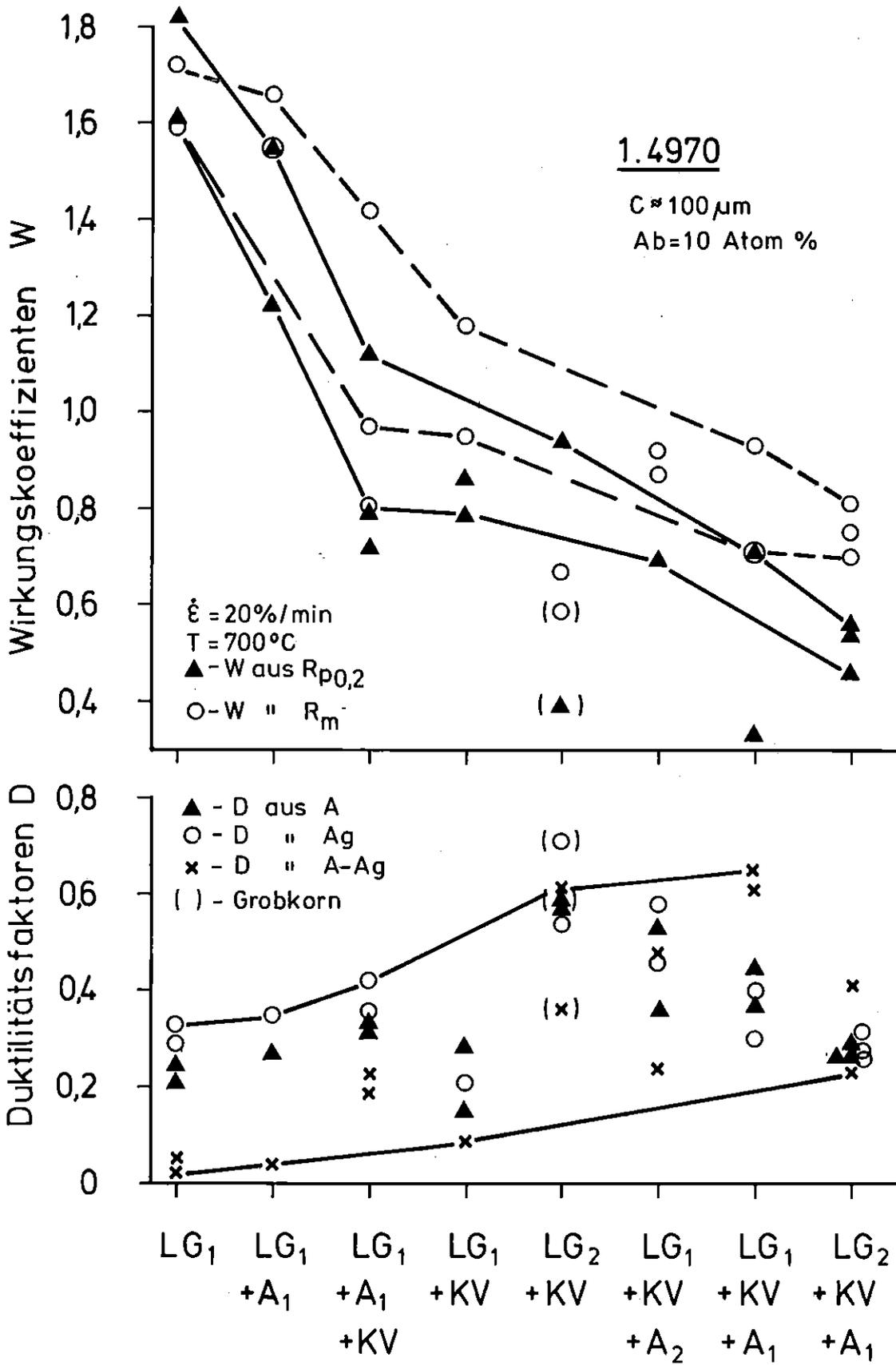


Abb. 9: Wirkungskoeffizienten und Duktilitätsfaktoren verschiedener Materialbehandlungszustände

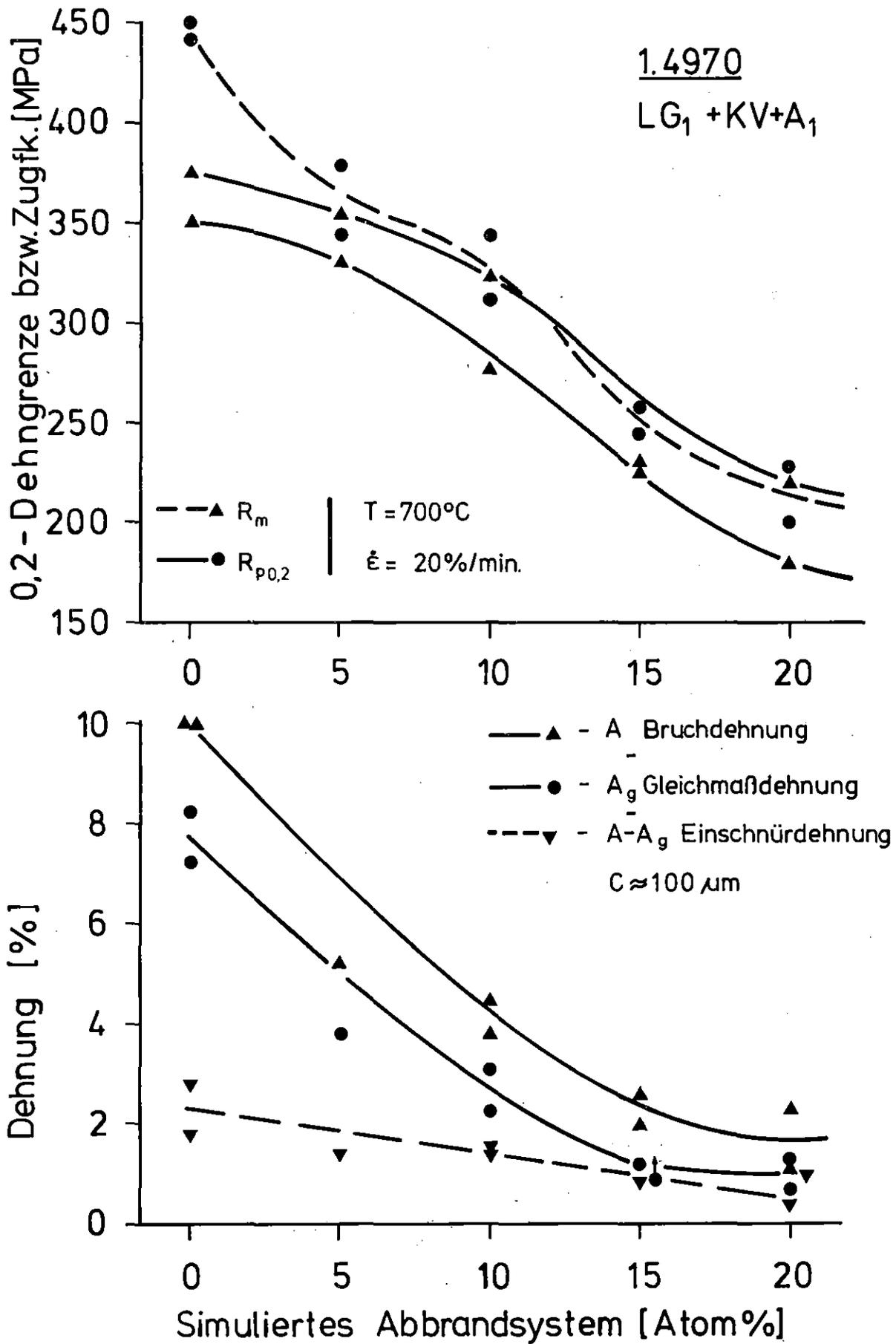


Abb. 10: Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Reaktivität des Korrosionsmediums

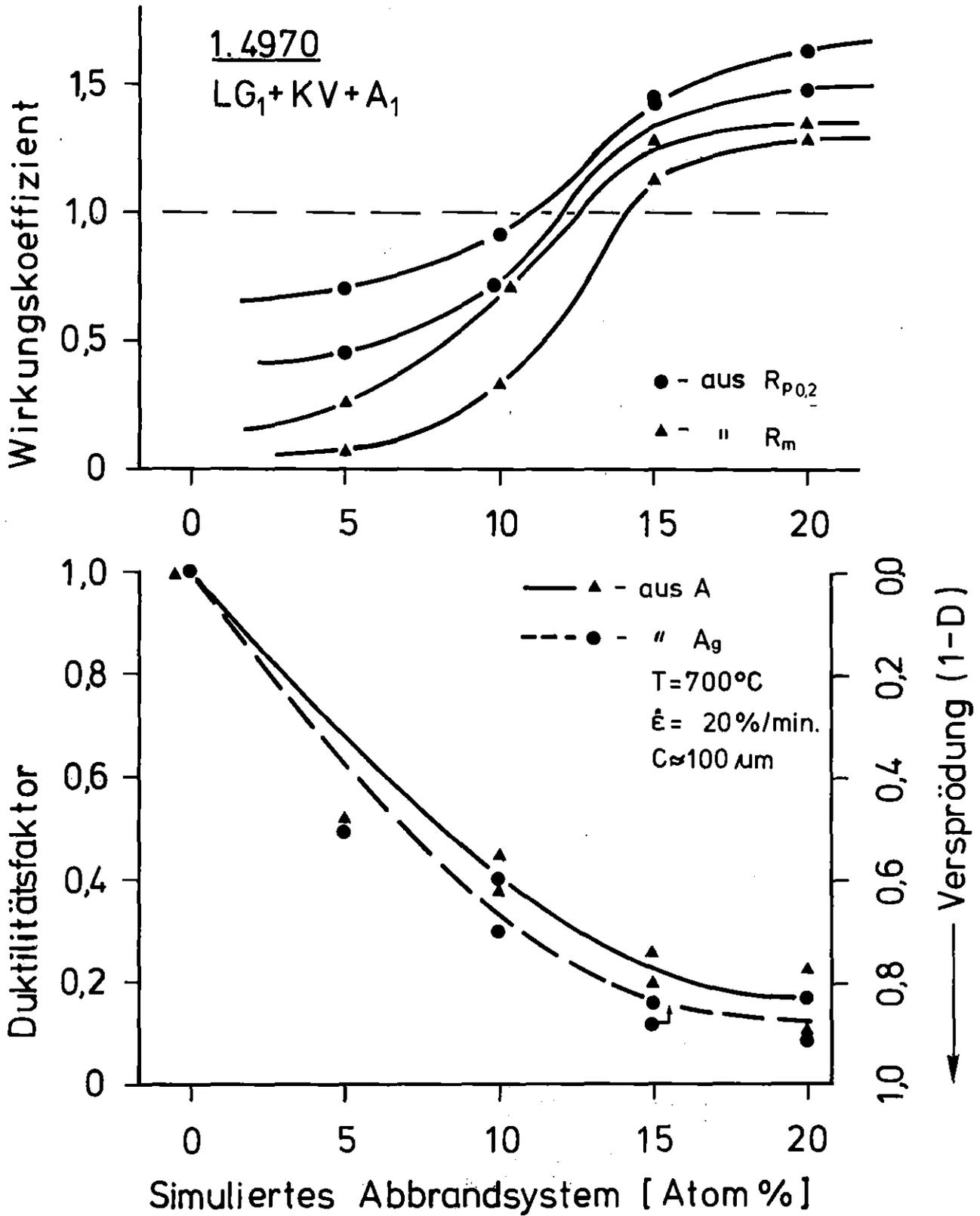


Abb.11: Abhängigkeit der Wirkungskoeffizienten und der Duktilitätsfaktoren von der Reaktivität des Korrosionsmediums

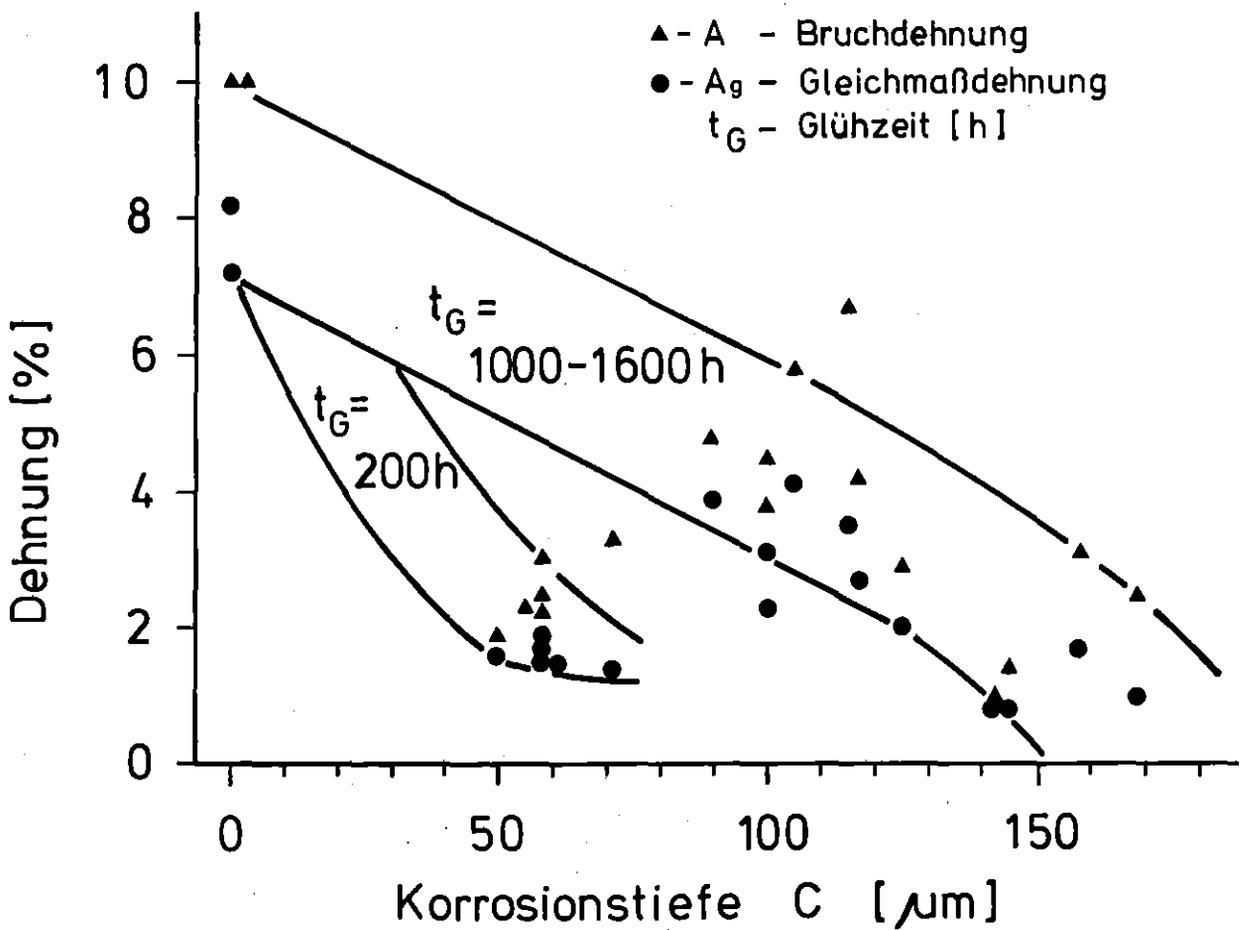
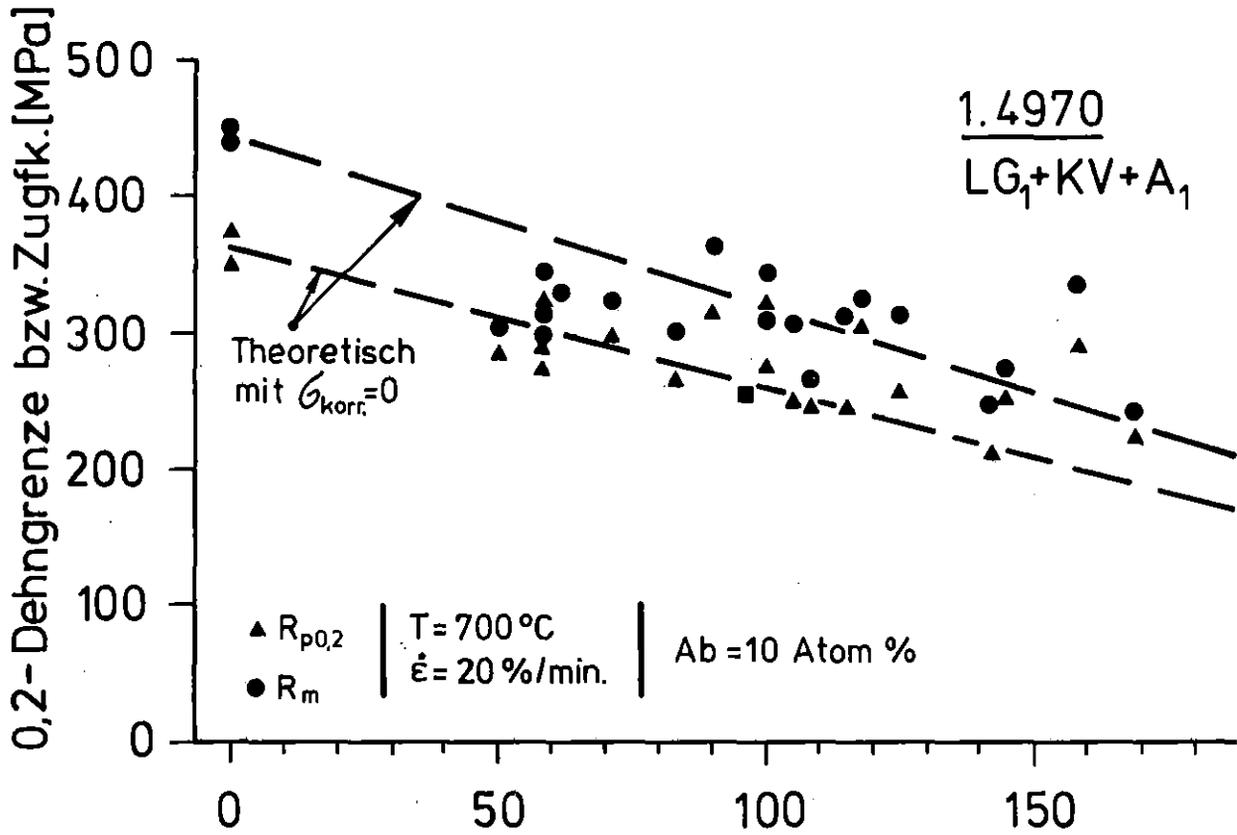


Abb.12: Abhängigkeit der Zugeigenschaften von der Korrosionstiefe

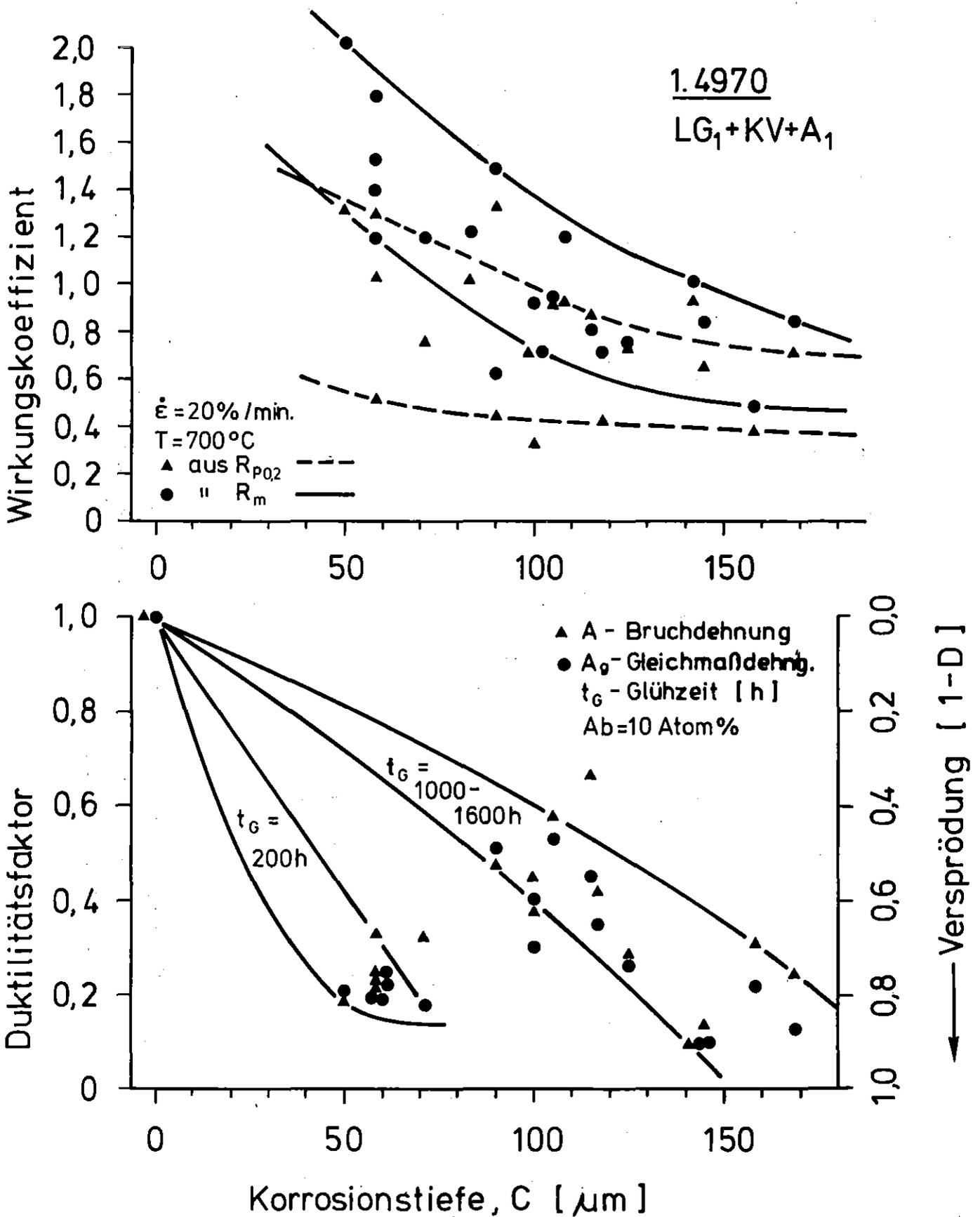
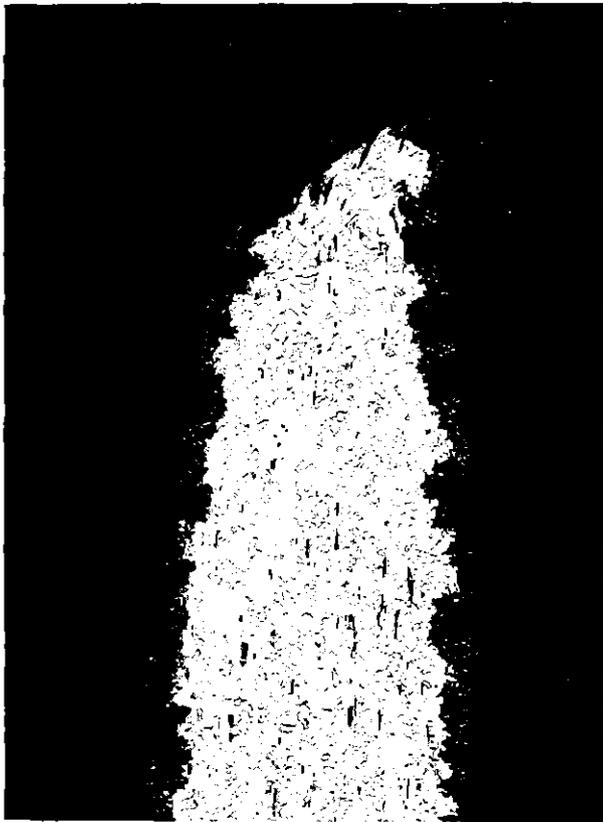
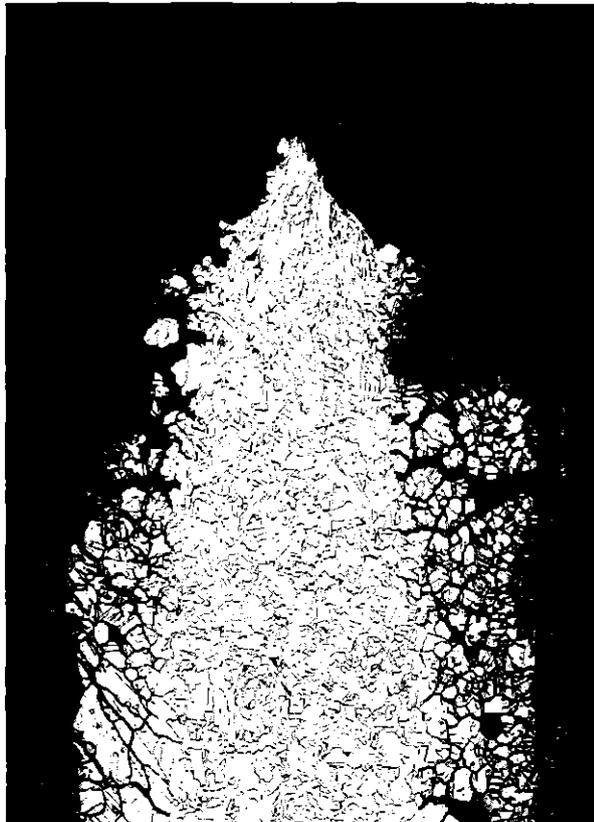


Abb. 13: Abhängigkeiten der Wirkungskoeffizienten und der Duktilitätsfaktoren von der Korrosionstiefe



a



b



c

Abb.14: Metallographische Schliiffbilder von Proben nach dem Zugversuch: a) rekristallisiert bei  $1000^{\circ}\text{C}$ , b) korrodierte Standardprobe, c) korrodierte Probe mit Grobkorn

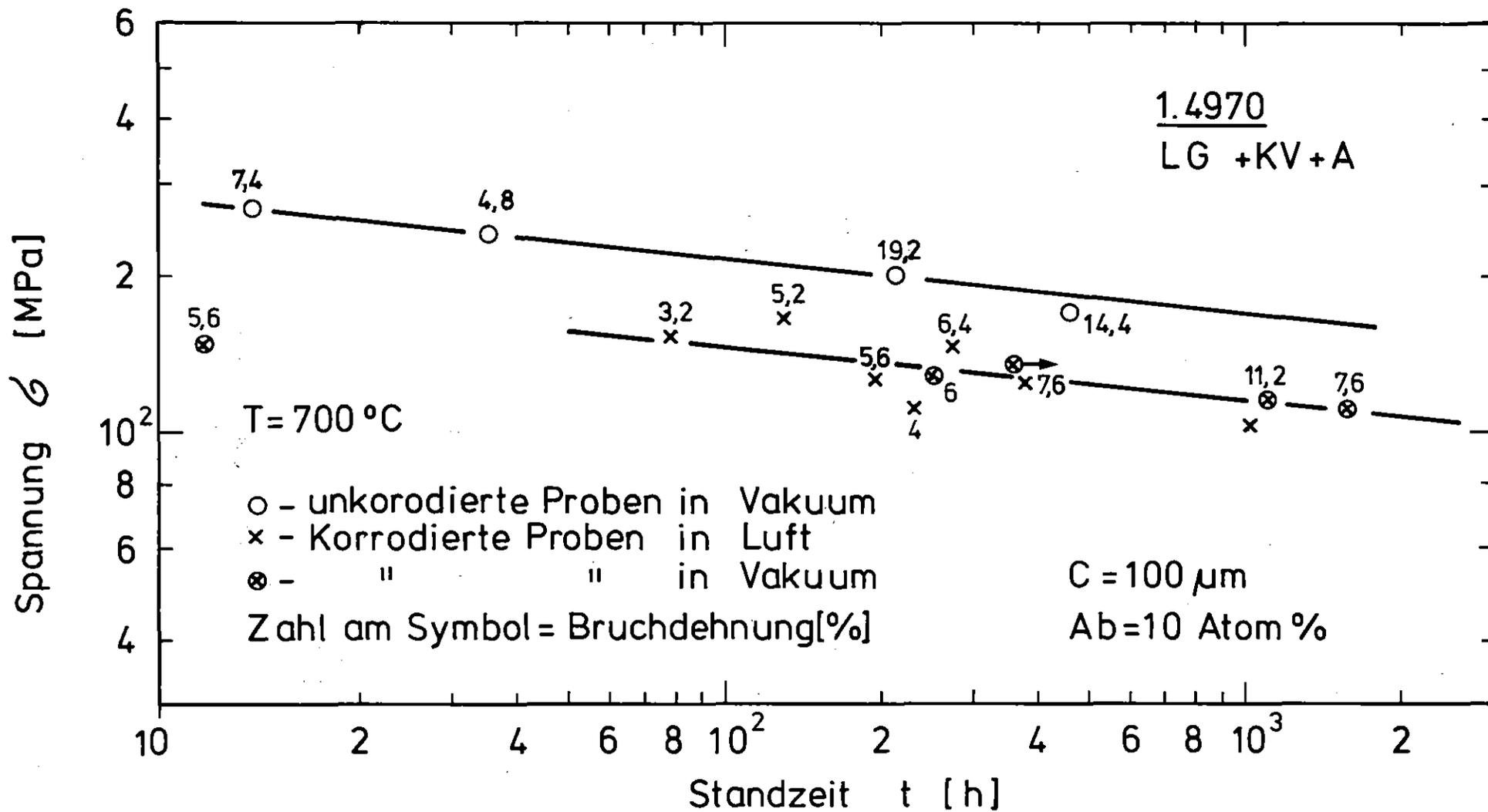


Abb.15: Zeitbruchlinien von korrodierten und unkorrodierten Proben