



KfK 5188  
Oktober 1993

# **Zugeigenschaften eines austenitischen Hüllrohrstahls nach Korrosion mit Urandioxid und simulierten Spaltprodukten sowie Neutronenbestrahlung**

L. Schäfer  
Institut für Materialforschung  
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



**Kernforschungszentrum Karlsruhe**  
**Institut für Materialforschung**  
**Projekt Nukleare Sicherheitsforschung**

**KfK 5188**

**Zugeigenschaften eines austenitischen Hüllrohrstahls nach  
Korrosion mit Urandioxid und simulierten Spaltprodukten  
sowie Neutronenbestrahlung**

**L. Schäfer**

**Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe**

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0303-4003

## **Kurzfassung:**

### **Zugeigenschaften eines austenitischen Hüllrohrstahls nach Korrosion mit Urandioxid und simulierten Spaltprodukten sowie Neutronenbestrahlung.**

Es wurden die Zugeigenschaften von sowohl korrodierten als auch bestrahlten Proben aus den Zugeigenschaften von Proben im korrodierten, im bestrahlten und im Ausgangszustand berechnet. Als Korrosionsmedium wurde in Analogie zu Brüterbrennstäben eine Mischung aus überstöchiometrischem Urandioxid und simulierten Spaltprodukten verwendet. Die Flachproben bestanden aus dem austenitischen Hüllrohrstahl 1.4970. Das Rechenmodell setzt folgende Beziehung der Zugeigenschaften  $Z$  voraus:

$$Z(\text{korrod. + bestrahlt}) = Z(\text{korrod.}) \cdot Z(\text{bestrahlt}) : Z(\text{Ausgangszustand})$$

Die Ergebnisse der Berechnungen stimmen mit den Meßergebnissen im Mittel gut überein, obwohl die korrosionsbedingten Streuungen der Meßwerte z.T. erheblich sind. Als Parameter wurden die Verformungsgeschwindigkeit, die Prüftemperatur, die Korrosionstiefe, der simulierte Abbrand und der Werkstoffzustand variiert.

## **Abstract:**

**Tensile properties of an austenitic fuel rod cladding steel after corrosion with Uraniumdioxid and simulated fission products and irradiation with neutrons.**

The tensile properties of corroded and irradiated specimens were calculated using the tensile properties of only corroded, only irradiated and not exposed specimens. The corrosion medium used was hyperstoichiometric Uraniumdioxid with simulated fission products (Cs, I, Te). The flat tensile specimens were made from the austenitic fuel rod cladding steel type 1.4970. The model for calculation supposes the following correlation of the tensile properties Z:

$$Z(\text{corroded} + \text{irradiated}) = Z(\text{corroded}) \cdot Z(\text{irradiated}) / Z(\text{not exposed})$$

The results of calculations and experiments agree well although the scattering of the experimental results caused by the corrosion is considerable. The following experimental parameters were investigated: test temperature, deformation rate, corrosion depth, simulated burnup and thermal-mechanical treatment of the material.

# Inhalt

	<b>Seite</b>
1. Einleitung	1
2. Aufgabenstellung	2
3. Modellvorstellung	4
4. Versuchsdurchführung	3
4.1 Versuchsmaterial	4
4.2 Korrosionsmethode	4
4.3 Bestrahlung	5
4.4 Meß- und Auswertemethode	5
4.5 Versuchsparameter	6
5. Versuchsergebnisse	6
5.1 Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit	7
5.2 Einfluß der Prüftemperatur	8
5.3 Einfluß der Korrosionstiefe	8
5.4 Einfluß des simulierten Abbrandes	8
5.5 Einfluß des Werkstoffzustandes	8
5.6 Mittelwerte und Streuungen	9
6. Diskussion	10
6.1 Meß- und Auswertemethode	10
6.2 Meßergebnisse	11
6.3 Modell	12
6.4 Sonstiges	13
6.5 Verallgemeinerungsfähigkeit	13
7. Zusammenfassung	14
8. Danksagung, Literatur, Nomenklatur	15
9. Anhang	17
10. Tabellen und Bilder	20

## 1. Einleitung

Brennstab-Hüllrohre benötigen eine gewisse Festigkeit und Verformbarkeit, um kleineren Kräften zu widerstehen und größeren Kräften ohne vorzeitigen Bruch nachgeben zu können. Während der Einsatzdauer der Brennstäbe nehmen diese Fähigkeiten infolge der Neutronenbestrahlung und besonders infolge der Innenkorrosion mit Spaltprodukten ständig ab. Der Einfluß der Neutronenbestrahlung [1] [2] und der Einfluß der Innenkorrosion mit Spaltprodukten [3] [4] [5] auf die mechanischen Eigenschaften wurden schon vielfach untersucht. Über den gleichzeitigen Einfluß von Neutronenbestrahlung und Innenkorrosion gibt es nur begrenzte Aussagen aus Brennstabbestrahlungsexperimenten [2] [6]. Zur Beurteilung der Haltbarkeit von Brennstäben sind aber gerade solche Daten mit ihren Abhängigkeiten von wesentlichen Einflußgrößen notwendig. Es ist aber leider nicht zu erwarten, daß in absehbarer Zeit diese Daten so komplettiert werden können, daß die Abhängigkeiten von den Haupteinflußgrößen der Bestrahlung und Korrosion systematisch erfaßt sind. Dazu ist die Anzahl der Parameter vermutlich zu groß, und die Untersuchungen sind zu teuer. Daher sollte in dieser Arbeit versucht werden, den möglichen Zustand der Brennstabhüllrohre durch gezielte Korrosion und Bestrahlung von Proben zu simulieren und dabei alle Hauptparameter systematisch zu variieren. Auf eine Variation der Bestrahlungsparameter muß aber auch hier verzichtet werden, weil sie mehrere Bestrahlungsprojekte erfordern würde, die weder zeitlich noch finanziell machbar sind.

## 2. Aufgabenstellung

Es wird davon ausgegangen, daß Daten über die Festigkeit und die Verformbarkeit eines Hüllwerkstoffes im nur bestrahlten und nur korrodierten Zustand sowie im Ausgangszustand vorhanden oder experimentell beschaffbar sind. Daher besteht die Hauptaufgabe darin, aus diesen Werkstoffdaten die entsprechenden Daten für ein Material zu berechnen, das (wie die Brüterbrennstäbe) sowohl korrodiert als auch bestrahlt ist, und darin, diese Berechnungen experimentell zu bestätigen. Zur Verifizierung eines Modells sind allerdings Daten, die aus aller Welt zusammengesucht sind, im allgemeinen nicht geeignet. Daher werden hier alle Proben für alle vier Zustände (Ausgangszustand; korrodiert; bestrahlt; korrodiert und bestrahlt) einheitlich hergestellt, gegebenenfalls korrodiert und/oder bestrahlt und geprüft. Dabei sind alle wesentlichen Einflußgrößen wie Prüfbedingungen, Werkstoffzustand, Korrosion usw. zu erfassen.



Wegen ihrer relativ umfassenden Aussagekraft sollen hier die im Zugversuch meßbaren mechanischen Eigenschaften wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung untersucht werden.

### 3. Modellvorstellung

Da in der Aufgabenstellung die Kenntnis der Zugeigenschaften von nur bestrahltem und nur korrodiertem Material sowie des Ausgangszustandes vorausgesetzt wird und daraus dann die analogen Zugeigenschaften für das bestrahlte und gleichzeitig korrodierte Material berechnet werden sollen, genügt ein rein phänomenologisches Modell, das allerdings Kenntnissen über die physikalischen Mechanismen der Phänomene nicht widersprechen darf.

Die Modellvorstellung besagt folgendes:

Die Änderung einer auf den Anfangszustand bezogenen Zugeigenschaft mit (infolge) der Bestrahlung ist bei korrodierten und nicht korrodierten Zugproben gleich.

$$\frac{d(Z_{KB}/Z_K)}{dB} = f_1(B) = \frac{d(Z_B/Z_A)}{dB} \quad (1)$$

$$\frac{Z_{KB}}{Z_K} = \int_A^B f_1(B) dB = \frac{Z_B}{Z_A} \quad (2)$$

Diese Beziehung wird durch die durchgeführten Experimente im physikalischen Sinne verifiziert.

Mathematisch ergibt sich ein zweiter Aspekt der Modellvorstellung:

Die Änderung der auf den Anfangszustand bezogenen Zugeigenschaft mit (infolge) der Korrosion ist bei bestrahlten und unbestrahlten Zugproben gleich.

$$\frac{d(Z_{KB}/Z_B)}{dK} = f_2(K) = \frac{d(Z_K/Z_A)}{dK} \quad (3)$$

$$\frac{Z_{KB}}{Z_B} = \int_A^K f_2(K) dK = \frac{Z_K}{Z_A} \quad (4)$$

Experimente zur unmittelbaren Verifizierung dieses Aspektes der Modellvorstellung sind leider aus technischen Gründen nicht möglich gewesen (z.B. Korrosion bestrahlter Proben in Heißen Zellen).

Da die Gleichungen (2) und (4) aber gleich sind, wird diese Beziehung durch die durchgeführten Experimente im mathematischen Sinne verifiziert, sofern man voraussetzt, daß es zwischen Korrosion und Bestrahlung keinen Reihenfolgeeffekt gibt (s. Diskussion).

Sowohl aus Gleichung (2) als auch (4) ergibt sich:

$$Z_{KB} = Z_K \cdot Z_B / Z_A \quad (5)$$

Die Bedeutung der Symbole ist hier folgende:

- A = Anfangsstand
- B = Bestrahlter Zustand bzw. Bestrahlung
- K = Korrodierter Zustand bzw. Korrosion
- Z = Zugeigenschaft (z.B.  $R_m, A, \dots$ )

#### 4. Versuchsdurchführung

Es wurden vier Probensorten hergestellt:

1. Proben im Ausgangszustand (ohne Korrosion bzw. Bestrahlung)
2. Nur korrodierte Proben
3. Nur bestrahlte Proben
4. Sowohl korrodiert als auch bestrahlte Proben

Sowohl korrodiert als auch bestrahlte Proben können im Prinzip zuerst korrodiert und dann bestrahlt werden oder umgekehrt. Im Brut-Reaktor vollzieht sich die Korrosion aber nicht gleichmäßig über den Bestrahlungszeitraum, sondern sie ist am Anfang besonders stark ausgeprägt und läuft dann in eine Sättigung [11]. Dies spricht für eine Korrosion mit nachfolgender Bestrahlung. Außerdem wäre es technisch momentan nicht bzw. nur mit enormem finanziellem und personellem Aufwand möglich gewesen, schon bestrahlte Proben in den Heißen Zellen nachträglich zu korrodieren.

An den Zugeigenschaften dieser 4 Probensorten wird das beschriebene Modell überprüft. Die Ergebnisse der Probensorten 1. und 2. sind bereits beschrieben worden. [3] [4]

#### 4.1 Versuchsmaterial

Als Versuchsmaterial diente der austenitische Stahl DIN 1.4970, der als Hüllmaterial für den SNR-300 verwendet wurde und der auch für den EFR vorgesehen ist.

Die chemische Zusammensetzung des Stahls 1.4970, (X 10 Ni Cr Mo Ti B 1515) in Gew. % ist folgende:

Ni	Cr	Mn	Mo	Si	Ti	C	B [ppm]
15.0	14.8	1.75	1.28	0.48	0.43	0.10	95

Es wurde die Charge 8-29052 des Herstellers Sandvik verwendet. Die Zugproben sind 0.7 mm dicke Flachproben entsprechend der Zeichnung Nr. IRE-2-07-4-3083a und dem Bild 22.

Der Werkstoffzustand war bei allen Proben, außer bei denen, wo gerade dieser Parameter variiert wurde, der gleiche:

$$LG_1 + KV + A_1 = 1100\text{ °C}/10\text{ min.} + 15\% + 800\text{ °C}/2\text{ h.}$$

Die übrigen Materialbehandlungszustände sind im Anhang beschrieben.

#### 4.2 Korrosionsmethode

Bei der Innenkorrosion handelt es sich im wesentlichen um eine durch Spaltprodukte beschleunigte Oxidation des Hüllwerkstoffes [4] [7] [8]. Als Korrosionsmedium wurde daher überstöchiometrisches Uranoxid ( $UO_{2+x}$ ;  $0/U \approx 2,12$ ) verwendet, dem die Spaltprodukte Cäsium, Jod und Tellur beigemischt waren. Die Beimengungen entsprachen in ihren Konzentrationen einem Abbrand von 5; 10; 15

bzw. 20 Atom %. Die Proben wurden bei 650 °C in dem Korrosionsmedium (bzw. zum Vergleich in Argon) einige hundert Stunden geglüht, um die verschiedenen Korrosionstiefen zu erzeugen. Bei allen Proben wo der Abbrand und die Korrosionstiefe nicht gerade als Parameter variiert wurde, betragen sie:

Abb = 10 Atom % und C = 100 µm.

Die Korrosionstiefe wurde an jeder einzelnen Probe an den Einspannenden durch metallografische Schlitze gemessen und als gewichtet gemittelter Wert angegeben. Diese Arbeiten wurden im IMF I durchgeführt. Eine ausführlichere Beschreibung der Methoden ist in [3] enthalten.

### 4.3 Bestrahlung

Die Neutronenbestrahlung wurde im Reaktor BR-2 in Mol (Belgien) in einer Natriumkapsel des Materialbestrahlungsexperimentes Mol 3B8 durchgeführt. Die nominelle Bestrahlungstemperatur betrug  $T_B = 650$  °C. Die maximal erreichte Neutronendosis betrug  $\theta \cdot t$  (thermisch) =  $7,0 \cdot 10^{20}$  n/cm<sup>2</sup> und  $\theta \cdot t$  (E > 0.1 MeV) =  $1.86 \cdot 10^{21}$  n/cm<sup>2</sup>. Die maximal erreichte Heliumkonzentration betrug (nach [9]) etwa 56 ppm He, was zur Erzeugung einer ausgeprägten Heliumversprödung auch bei Proben aus Bestrahlungspaketen mit niedrigerem Neutronenfluß völlig ausreicht.

### 4.4 Meß- und Auswertemethode

Bei Hüllrohren führt die durch den Spaltgasdruck erzeugte tangentielle Hauptspannung zum Bauteilversagen. Dies läßt sich ausreichend genau an Flachproben im Zugversuch simulieren.

Die Zugversuche an den bestrahlten Proben wurden mit einer 50kN Universalprüfmaschine von Zwick unter Vakuum in einer Materialprüfzelle der Heißen Zellen des KfK durchgeführt. Die Zugversuche der unbestrahlten Proben wurden im IMF II des KfK an zwei Zerreißmaschinen an Luft durchgeführt. Wegen der kurzen Prüfzeiten oxidieren die Proben auch bei den höchsten Prüftemperaturen nicht nennenswert.

Der Zugversuch liefert ein Kraft-Verlängerungs-Diagramm, aus dem folgende Werkstoffkennwerte abgeleitet wurden:

1. Die Zugfestigkeit  $R_m$  als maximale Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Probe.

2. Die 0.2-Dehngrenze  $R_{p0.2}$  (früher: Streckgrenze) als Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Probe bei einer bleibenden (plastischen) Dehnung von 0.2 %.
3. Die Bruchdehnung als bleibende (plastische) Dehnung beim Bruch der Probe.
4. Die Gleichmaßdehnung als bleibende (plastische) Dehnung beim Lastmaximum.

Die Zugfestigkeit ist eindeutig bestimmbar. Die übrigen Werkstoffkennwerte dagegen lassen sich nur in einem gewissen Ermessensspielraum bestimmen. Hier wurde nicht nach einem starren Schema (wie in einem Computerprogramm), sondern nach Erfahrung und Plausibilität von zwei Personen ausgewertet.

#### 4.5 Versuchsparameter

Die beiden Hauptparameter der Prüfmethode sind die Verformungsgeschwindigkeit und die Prüftemperatur. Beide werden in den anwendungsrelevanten Bereichen hier untersucht, um auf beliebige Belastungsfälle inter- oder extrapolieren zu können. Verschiedene mechanisch-thermische Behandlungszustände des Werkstoffes können zu sehr unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften führen. Hier wurden 8 Materialbehandlungszustände untersucht, die sich in systematischer Weise voneinander unterscheiden. (s. Anhang) Die Hauptparameter der Korrosion, die hier variiert wurden, sind das Korrosionspotential (= Reaktivität des Korrosionsmediums), das nach dem Abbrand eines Oxidbrennstoffes simuliert wurde und die erzeugte Korrosionstiefe, die an jeder Probe metallografisch bestimmt wurde. Eine systematische Variation der Neutronenbestrahlung konnte aus Kosten- und Zeitgründen nicht durchgeführt werden.

#### 5. Versuchsergebnisse

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in den Tabellen 1 bis 4 enthalten und zwar getrennt für die vier Zustände:

- |    |                          |           |             |
|----|--------------------------|-----------|-------------|
| 1. | Ausgangszustand          | Tabelle 1 | (36 Proben) |
| 2. | Nur korrodiert           | Tabelle 2 | (52 Proben) |
| 3. | Nur bestrahlt            | Tabelle 3 | (18 Proben) |
| 4. | korrodiert und bestrahlt | Tabelle 4 | (23 Proben) |

Anhand der Messungen mit unterschiedlicher Verformungsgeschwindigkeit wurden alle Meßergebnisse mit einer von  $\dot{\epsilon} = 0.2 \text{ \%}/\text{min.}$  abweichenden Verfor-

mungsgeschwindigkeit auf diese Geschwindigkeit umgerechnet. Daher erscheinen in den Tabellen oftmals für eine Probe zwei Datensätze für zwei unterschiedliche Verformungsgeschwindigkeiten. Die Umrechnung war notwendig, um möglichst viele Proben miteinander vergleichbar zu machen und so eine statistisch zuverlässige Verifizierung des Modells zu ermöglichen. Aus den durch Meßkurven idealisierten Meßpunkten der Probenzustände 1 bis 3 wurde modellmäßig die Ergebniskurve (gestrichelt) berechnet. Sie wird mit den Meßpunkten des Probenzustandes 4 verglichen. In den Tabellen und Bildern sind einige wenige Proben mit den folgenden Standardwerten der Versuchsparameter enthalten:

Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon} = 0.2 \text{ \%}/\text{min}$ ; Prüftemperatur  $T_p = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ ; simulierter Abbrand des Brennstoffes (= Reaktivität des Korrosionsmediums)  $\text{Abb.} = 10 \text{ Atom \%}$ ; Korrosionstiefe  $C = 100 \text{ }\mu\text{m}$ ; Werkstoffzustand:  $\text{LG}_1 = 1100 \text{ }^\circ\text{C} - 10 \text{ min.} + \text{KV} = 15 \text{ \%} + \text{A}_1 = 800 \text{ }^\circ\text{C} - 2\text{h}$ . Alle übrigen Proben unterscheiden sich davon durch Variation eines (!) Parameters. Zahlen an Meßpunkten in den Bildern bedeuten, wenn sie einstellig sind die Anzahl der Messungen und wenn sie dreistellig sind die Probennummer.

## 5.1 Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit

In den Bildern 1 bis 4 sind die Zugeigenschaften aller vier Probenzustände in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit dargestellt. Die Meßergebnisse sowie die Ausgleichsgeraden der Probenzustände 1 bis 3 sind insgesamt sehr zuverlässig. Anhand dieser Daten wurden alle unbestrahlten Proben mit abweichender Verformungsgeschwindigkeit auf eine Verformungsgeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon} = 0.2 \text{ \%}/\text{min}$ . umgerechnet.

Ein Vergleich der berechneten und gemessenen Daten des Probenzustandes 4 (korrodiert und bestrahlt) ist hier nur unzureichend möglich, weil die Anzahl der Proben, und bei der Gleichmaßdehnung noch zusätzlich die Anzahl der brauchbaren Meßergebnisse, zu gering ist. Man kann lediglich feststellen, daß - wie berechnet - die Meßwerte des Probenzustandes 4 bis auf einen Ausreißer der 0.2-Dehngrenze unter denen die Probenzustände 1 bis 3 liegen.

## 5.2 Einfluß der Prüftemperatur

In den Bildern 5 bis 8 sind die Zugeigenschaften der vier Probenzustände in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Meßwerte der nur korrodierten Proben streuen etwas stark. Trotzdem ist die Übereinstimmung der Meßwerte mit der berechneten (gestrichelten) Kurve der Proben im korrodierten und bestrahlten Zustand brauchbar. Lediglich die Bruchdehnung bei 900 °C ist mit 1.6 % zu hoch. Möglicherweise hat aber diese Probe begonnen, bei der hohen Prüftemperatur von 900 °C zu rekristallisieren, wodurch die Bruchdehnung rapide zunimmt.

## 5.3 Einfluß der Korrosionstiefe

In den Bildern 9 bis 12 sind die Zugeigenschaften der vier Probenzustände in Abhängigkeit von der Korrosionstiefe dargestellt. Bei den korrodierten und bestrahlten Proben streut die 0.2-Dehngrenze sehr stark und die Gleichmaßdehnung liegt mit 5 zu 1 Werten unterhalb der berechneten Kurve. Die Ursachen für dieses Verhalten sind bisher unbekannt.

## 5.4 Einfluß des simulierten Abbrandes

In den Bildern 13 bis 16 sind die Zugeigenschaften der vier Probenzustände in Abhängigkeit vom simulierten Abbrand, d.h. der Reaktivität des Korrosionsmediums, dargestellt. Die Streuung der Standardproben mit 10 % Abbrand ist stark. Ansonsten ist die Übereinstimmung zwischen Messung und Rechnung für die korrodierten und bestrahlten Proben brauchbar, aber wegen der kleinen Anzahl von Proben doch etwas unsicher.

## 5.5 Einfluß des Werkstoffzustandes

In den Bildern 17 bis 20 sind die Zugeigenschaften der vier Probenzustände in Abhängigkeit von 8 Materialbehandlungszuständen dargestellt. Besonders groß ist der Unterschied zwischen den Werkstoffzuständen mit und ohne (4 + 5) Kaltverformung, weil die Kaltverformung eine starke Erhöhung der Festigkeit und Erniedrigung der Duktilität bewirkt. Trotzdem kann man nicht erkennen, daß die kaltverformte oder die nicht kaltverformte Werkstoffzustandsgruppe besser oder schlechter berechenbar sei. Die Abweichungen zwischen Rechnung und Messung

für die korrodierten und bestrahlten Proben sind zwar stellenweise groß, aber nicht systematisch und daher akzeptabel.

## 5.6 Mittelwerte und Streuungen

Die Bilder 1 bis 20 zeigen, daß insbesondere die Meßwerte der Proben im korrodiert und bestrahlten Zustand (4) stark streuen. Wie stark die Streuung dieser meßwerte gegenüber der Berechnung (gestrichelte Kurven) ist läßt sich für jedes einzelne Bild nur selten eindeutig feststellen, weil meist die Anzahl der Meßpunkte zu gering ist. Daher werden in der folgenden Auswertung alle Meßwerte für jeweils eine mechanische Eigenschaft (z.B. die Bruchdehnung) zusammen ausgewertet. Für jeden Meßwert wird die relative Abweichung der Rechnung von der Messung bestimmt. Es wird vorausgesetzt, daß diese Abweichungen eine Normalverteilung (nach Gauss) haben, und dafür wird der Mittelwert der Abweichungen und ihre  $1\sigma$ -Streuung bestimmt.

In Tabelle 5 sind die relativen Abweichungen (Rechenwert-Meßwert)/Meßwert aufgelistet. Im Bild 21 sind die prozentualen Abweichungen im Wahrscheinlichkeitsnetz dargestellt. Die Anzahl der Meßwerte liegt zwischen 17 und 23, ist also statistisch relevant. Die Mittelwerte der Abweichungen der mechanischen Eigenschaften zwischen den modellmäßigen Berechnungen und den Messungen liegen bei  $\pm 6\%$ , d.h. im Mittel ist die Berechnung der Meßdaten ausreichend genau. Es scheint auch keine systematische Abweichung von Messung und Rechnung vorzuliegen, da die Mittelwerte der Abweichungen mit  $-6\%$ ,  $0\%$ ,  $0\%$  und  $+6\%$  gleichmäßig verteilt sind und die noch am ehesten gekoppelten Größen Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung mit  $0\%$  und  $+6\%$  unterschiedliche Abweichungen der Mittelwerte aufweisen. Die Streuungen der prozentualen Abweichungen zeigen dann allerdings eine mögliche Schwäche in dieser Arbeit auf. Während die  $1\sigma$ -Streuung für die Zugfestigkeit noch günstig bei  $\pm 5\%$  liegt und sie bei der 0,2-Dehngrenze und der Gleichmaßdehnung mit  $\pm 10\%$  bzw.  $\pm 14\%$  noch akzeptabel ist, scheint sie mit  $\pm 30\%$  bei der Bruchdehnung doch auf Mängel hinzuweisen. Vergleicht man daraufhin in Bildern die Streuungen der Bruchdehnung in den 4 Probenzuständen, so sieht man, daß die starken Streuungen der korrodiert und bestrahlten Proben ihre Ursache in der Korrosion und nicht etwa in der Bestrahlung haben.



Ob nun die unterschiedliche Korrosionanfälligkeit des Werkstoffes oder die unterschiedlichen Korrosionsbedingungen oder beides oder ein möglicherweise chaotischer Korrosionsablauf dafür verantwortlich sind, bleibt vorläufig offen.

## 6. Diskussion

### 6.1 Meß-und Auswertmethode

Von den Meßgrößen des Zugversuches ist die Zugfestigkeit immer eindeutig zu bestimmen, weil ihre Ausgangsgrößen, die Maximalkraft und der Ausgangsprobenquerschnitt, eindeutig bestimmbar sind. Die 0,2-Dehngrenze beinhaltet einen gewissen Interpretationsspielraum, weil der Anfangsteil des Last-Verlängerungs-Diagrammes, die sogenannte Hook'sche Gerade selten eine Gerade ist und deshalb subjektiv unterschiedlich angelegt werden kann. Die Gleichmaßdehnung ist hier definiert als die plastische Dehnung beim Lastmaximum. Für die Messungen in den Heißen Zellen und außerhalb wurden drei verschiedene Zerreißmaschinen in einem Zeitraum von mehr als 10 Jahren benutzt. Die ältesten Messungen an unbestrahlten Proben haben keine sehr gute Auflösung der Kraft, so daß das Lastmaximum häufig nicht als Punkt, sondern als unterschiedlich lange Linie mit konstanter Kraft erscheint. Als Gleichmaßdehnung wurde die plastische Dehnung in der Mitte der Anzeige einer konstanter Kraft definiert (was aber ungenau ist). Die Bruchdehnung ist grundsätzlich nicht unproblematisch zu erfassen, weil der Schadensriß u.U. frühzeitig beginnt, irgendwann eine maximale Ausbreitungsgeschwindigkeit hat und dann wieder langsamer wird, wenn die Probenhälften noch nicht ganz durchgerissen sind und noch an den Seiten zusammenhängen. Der Zeitpunkt der höchsten Rißausbreitungsgeschwindigkeit als Bruchzeitpunkt läßt sich im Kraft-Verlängerungs-Diagramm aber schlecht bestimmen und daher ist die Bruchdehnung als plastische Dehnung in diesem Zeitpunkt ebenfalls ungenau. Die Methode, nach dem Versuch die Probenhälften wieder zusammenzufügen und so die plastische Dehnung zu messen ist ebenso ungenau. Sie wurde hier nicht angewendet, weil sie in den Heißen Zellen nur sehr schwierig durchführbar gewesen wäre.

## 6.2 Meßergebnisse

Zu Streuungen der Meßwerte tragen aber nicht nur die z.T. unvollkommenen Meßmethoden bei, sondern überwiegend die inhomogenen Werkstoffeigenschaften und zum kleinen Teil die unterschiedliche Qualität der Probenherstellung. Zu diesen Gesamtstreuungen der Proben im Ausgangszustand kommen noch diejenigen hinzu, die sich bei einigen Proben aus unterschiedlichen Bestrahlungspositionen (mit unterschiedlichen Neutronendosen) ergeben und vor allem diejenigen, die auf unterschiedlichen Auswirkungen der Korrosion infolge inhomogener Korrosionsanfälligkeit und unterschiedlicher Korrosionsbedingungen zurückzuführen sind. Alles in allem scheint die inhomogene Korrosionsanfälligkeit des Werkstoffes die größten Streuungen zu verursachen. Dies ist auch aus den Bildern 17 bis 20 ablesbar, wo die Zugeigenschaften in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand bei den korrodierten Proben unterschiedlicher sind als bei den unkorrodierten, was die unterschiedliche Korrosionsanfälligkeit bei z.T. sehr ähnlichen Werkstoffzuständen beweist. Solche unterschiedlichen Materialzustände können infolge der Strukturinhomogenitäten aber auch in einer Probe auftreten, so daß starke Streuungen der mechanischen Eigenschaften zu erwarten sind. Unter diesen Bedingungen ist es eher erstaunlich, daß die Berechnung der Festigkeitseigenschaften von korrodierten und bestrahlten Proben mit einer  $1\sigma$ -Streuung von 5 bzw. 10 % des Meßwertes gelungen ist. Die Berechnung der Duktilitäten mit einer  $1\sigma$ -Streuung von 14 bzw. 30 % des Meßwertes ist angesichts der Probeninhomogenitäten verständlich und akzeptabel.

Während die Streuungen der Meßergebnisse für die Anwendbarkeit der Rechnergebnisse auf die Vorhersage des Bauteilverhaltens wichtig sind, ist für die Verifizierung der Modellvorstellung die Abweichung der Mittelwerte der berechneten und gemessenen entscheidend. Die Abweichung beträgt entsprechend Tabelle 5 Bild 21 und mit einer Genauigkeit von etwa  $\pm 1\%$  für die Zugfestigkeit 0 %, für die 0,2-Dehngrenze - 6 %, für die Bruchdehnung 0 % und für die Gleichmaßdehnung + 6 %, d.h. beispielsweise die 0,2 Dehngrenze wird im Mittel um 6 % des Meßwertes zu klein berechnet. Da diese Unterschiede der Mittelwerte von Messung und Rechnung nicht alle auf der gleichen Seite liegen (und gemittelt auch wieder Null ergeben) wird angenommen, daß die Abweichungen auf die, gemessen an den Meßwert-Streuungen, geringe Probenzahl zurückzuführen ist. Zumindest die Probenzahl der bestrahlten Proben aber war durch die Beladepazität des Bestrahlungsexperimentes Mol 3B8 auf das vorliegende Maß be-

schränkt. Daher ließ sich das Modell nicht genauer verifizieren als es hier geschehen ist.

### 6.3 Modell

Aus den Experimenten darf trotzdem geschlossen werden, daß das vorgeschlagene Modell zur Berechnung der Zugeigenschaften von zunächst korrodiert und dann bestrahltem Material geeignet ist. Das Modell sagt aber u.a. aus, daß die Bestrahlung an korrodiertem und unkorrodiertem Material proportional die gleiche Wirkung hat und daß die Korrosion an bestrahltem und unbestrahltem Material proportional die gleiche Wirkung hat. Letzteres widerspricht der Beobachtung aus den Bildern 17 bis 20, wonach unterschiedliche Materialbehandlungszustände zu denen eigentlich auch der bestrahlte Zustand gehört unterschiedliche Korrosionsanfälligkeit haben. Der Unterschied wäre vermutlich auch durch eine systematische Abweichung der berechneten von den gemessenen Werten des sowohl korrodiert als auch bestrahlten Materials sichtbar geworden, wenn bestrahltes Material korrodiert worden wäre und nicht umgekehrt. Hier aber wurde einer älteren Argumentation [3] und dem Ablauf im Reaktor [11] sowie den technischen Möglichkeiten in den Heißen Zellen folgend korrodiertes Material bestrahlt, daher die gute Modellübereinstimmung. Der Widerspruch zwischen Modell und Experiment wird nur dann vermieden, wenn man annimmt, daß durch die Bestrahlung anders als bei thermomechanischen Behandlungen die Korrosionsanfälligkeit nicht verändert wird, was aber so generell nicht gesagt werden kann, da es ja bestrahlungsbedingte Mikrostrukturänderungen wie z.B. die Bildung bzw. Auflösung von Ausscheidungen gibt, die auf die Chromkonzentration an den Korngrenzen Einfluß haben können. Die Anwendbarkeit des Modells hängt also ganz davon ab, ob und wie stark die Neutronenbestrahlung die Existenz von Chromkarbiden an den Korngrenzen beeinflusst. Wird die Bildung von Chromkarbiden nicht bestrahlungsbedingt gefördert, so ist das Modell anwendbar, ansonsten sind Irrtümer denkbar, die bis an die Unterschiede der Meßdaten für die unterschiedlichen Materialbehandlungszustände in Bild 17 bis 20 heranreichen. Leider fehlen in den Heißen Zellen die experimentellen Möglichkeiten, bestrahlte Proben zu korrodieren, was als Zusatzinformation sicher nützlich gewesen wäre.

## 6.4 Sonstiges

Falls die Bestrahlung eine relevante Änderung des Materialbehandlungszustandes hervorruft, z.B. eine Rekristallisation, sind zur richtigen Berechnung der mechanischen Eigenschaften des sowohl korrodierten als auch bestrahlten Zustandes auch die Daten von rekristallisiertem Material im Ausgangszustand bzw. nur bestrahlen bzw. nur korrodierten Zustand zu verwenden.

Die meisten unbestrahlten Proben wurden bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 20 %/min. geprüft und die meisten bestrahlten Proben wurden mit 0,2 %/min. geprüft. Der Grund für den Unterschied liegt darin, daß zunächst nur unbestrahlte Experimente geplant und durchgeführt wurden und deren Verformungsgeschwindigkeit im Prinzip beliebig festgelegt werden konnte, während bei den viel später geplanten und durchgeführten Experimenten mit bestrahlten Proben die Verformungsgeschwindigkeit möglichst niedrig sein sollte, um die Bestrahlungseffekte, insbesondere die Heliumversprödung, deutlich zu erfassen [2] [10]. Dadurch wurde es notwendig, die Meßwerte der meisten unbestrahlten Proben auf eine Verformungsgeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon} = 0,2$  %/min. umzurechnen. Dazu dienen die Daten der Bilder 1 bis 4. Mindestens im Bereich zwischen 0,2 und 20 %/min. sind die Kurven für den Ausgangszustand und für die nur korrodierten Proben so gut mit Meßwerten belegt, daß die Umrechnung nach der Methode:  $\text{Meßwert (0,2 \% / min.)} = \text{Meßwert (a \% / min.)} \cdot \text{Kurvenwert (0,2 \% / min.)} : \text{Kurvenwert (a \% / min.)}$  zumindestens für Proben und Prüfbedingungen nahe bei den Standardproben als zuverlässig angesehen werden kann. Als fragwürdig könnte man allenfalls die wenigen bei 900 °C geprüften Proben ansehen, die allerdings auch nicht irgendwie auffällig sind.

## 6.5 Verallgemeinerungsfähigkeit

Alle Parameterstudien sind nur mit Standardproben und -prüfbedingungen durchgeführt worden. ( $T_p = 700$  °C;  $\dot{\epsilon} = 0,2$  %/min.;  $C = 100$   $\mu\text{m}$ ;  $\text{Abb.} = 10$  Atom %;  $\text{LG}_1 + \text{KV} + \text{A}_1$ ). Eine knappe aber vollständige Belegung des gesamten Parameterfeldes hätte einige tausend Proben erfordert. Da dies nicht möglich war, sei auf die in einer früheren Arbeit [3] vorgeschlagene Inter- und Extrapolationsmethode hingewiesen, die sich analog auch auf die hier vorliegenden Ergebnisse anwenden läßt. Damit sollten dann alle Zugeigenschaften in dem hier untersuchten Parameterfeld ( $T_p = 600$  bis 700 °C,  $\dot{\epsilon} = 0,02$  bis 200 %/min.;  $C = 0$  bis 160  $\mu\text{m}$ ;

Abb. = 0 bis 20 Atom % und diverse Materialbehandlungszustände abgeschätzt werden können.

Möglicherweise lassen sich aber auch Extrapolationen über die Meßwerte hinaus, z.B. zu sehr viel langsameren Verformungsgeschwindigkeiten vertreten, so daß beispielsweise Abschätzungen des Zeitstand- und Kriechverhaltens möglich wären. Grundsätzlich sollte das Modell dies zulassen, auch wenn im Einzelfall hier die Meßwerte nicht als ausreichend angesehen würden.

Eine weit darüber hinausgehende Frage ist dann, ob dieses Rechenmodell mit seinem einfachen Dreisatzprinzip auch auf ganz andere mechanische Eigenschaften wie z.B. die Kerbschlageigenschaften anwendbar ist. Hier wird wohl wie schon bei den Zugeigenschaften ganz allgemein gelten, daß das Modell solange anwendbar ist, wie die beiden Zustände (z.B. Korrosion und Bestrahlung) sich nicht oder nicht relevant gegenseitig beeinflussen. Liegen mehr als zwei "Probenzustände" (z.B. Korrosion + Bestrahlung + Rekristallisation, usw.) vor, so kann nach der obigen Modellvorstellung die mechanische Eigenschaft der Proben mit allen "Zuständen"  $E(Z_1 + Z_2 + \dots + Z_n)$  aus dem Produkt der Eigenschaften mit einem Zustand  $E(Z_i)$  dividiert durch die Eigenschaft des Ausgangszustandes  $E(Z_0)$  hoch  $n - 1$  berechnet werden.

$$E(Z_1 + Z_2 + \dots + Z_n) = \frac{E(Z_1) \cdot E(Z_2) \dots E(Z_n)}{E(Z_0)^{n-1}}$$

Eine Voraussetzung ist hier natürlich wieder, daß sich die "Zustände"  $Z_i$  nicht gegenseitig beeinflussen (im obigen Beispiel: daß z.B. durch Bestrahlung keine Rekristallisation ausgelöst wird.)

## 7. Zusammenfassung

Es wurden die Zugeigenschaften von sowohl korrodiert als auch bestrahlten Flachproben aus den Zugeigenschaften von Proben im korrodierten, im bestrahlten und im Ausgangszustand berechnet. Als Korrosionsmedium wurde in Analogie zu Brüterbrennstäben eine Mischung aus überstöchiometrischem Urandioxid und simulierten Spaltprodukten verwendet. Die Proben bestanden aus dem austenitischen Hüllrohrstahl 1.4970. Das Rechenmodell setzt folgende Beziehung der Zugeigenschaften  $Z$  voraus:

$$Z(\text{korrod.} + \text{bestr.}) = Z(\text{korrod.}) \cdot Z(\text{bestr.}) / Z(\text{Ausgangsz.})$$

Die Ergebnisse der Berechnungen stimmen mit den Meßergebnissen im Mittel gut überein, obwohl die korrosionsbedingten Streuungen der Meßwerte z.T. erheblich sind. Als Parameter wurden die Verformungsgeschwindigkeit, die Prüftemperatur, die Korrosionstiefe, der simulierte Abbrand und der Werkstoffzustand variiert.

## 8. Danksagungen, Literatur, Nomenklatur

Der Verfasser dankt den Herren Dr. P. Hofmann und B. Scheckel für die Korrosion der Proben und den Herren H. Kempe, A. Kräuter und W. Schweiger für die Durchführung der Zugversuche.

Die Arbeit wurde mit Geldern der Projekte PSB und WG gefördert.

### Literatur

- [1] K.D. Closs, L. Schäfer, M. Schirra, Ch. Wassilew:  
VII. Einfluß der Bestrahlung auf die Festigkeitseigenschaften von Hüllwerkstoffen. In: H. Böhm, W. Dienst, K. Kummerer (Hrsg): Arbeiten zur Brennelement-Entwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KfK-Bericht 1999 (Sept. 1974), S. 119-148.
- [2] L. Schäfer: Mechanische Eigenschaften der Hüllrohre aus dem Stahl 1.4970 nach dem Einsatz im Bündelbestrahlungsexperiment Rapsodie. KfK-Bericht 3029 (Aug. 1980)
- [3] L. Schäfer: Einfluß der interkristallinen Korrosion durch Urandioxid und simulierte Spaltprodukte auf die Zugeigenschaften des Hüllwerkstoffes DIN 1.4970, KfK-Bericht 3199 (Jan. 1982).
- [4] L. Schäfer, P. Hofmann: Tensile Properties of 1.4970 Austenitic Stainless Steel after Corrosion Caused by Uranium Dioxide and Simulated Fission Products, Journal of Nuclear Materials 115 (1983) 169-177.
- [5] L. Schäfer, P. Hofmann; Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4981 nach Korrosion durch  $UO_{2+x}$  und Spaltprodukte. Journal of Nuclear Materials 67 (1977) 88-96.

- [6] K. Ehrlich, L. Schäfer: 6. Mechanische Eigenschaften, Mikrostruktur und Porenbildung der Hülle. In K. Ehrlich et al. (Hrsg): UO<sub>2</sub>-PuO<sub>2</sub>-Brennstabbündel-Bestrahlung DFR-350. KfK-Bericht 1960 (Juni 1974) S. 69-102.
- [7] O. Götzmann, P. Hofmann, F. Thümmeler: Attack Upon the Cladding of Oxide Fuel Pins by Fuel and Fission Products. Journal of Nuclear Materials 52 (1974) S. 33.
- [8] P. Hofmann: Untersuchungen zum Reaktionsverhalten von Stählen mit simulierten Spaltprodukten .... KfK-Bericht 1813 (1974).
- [9] K.D. Closs: Helium-Erzeugung in den Stählen 1.4988, 1.4981 und 1.4970. Atomwirtschaft, Atomtechnik 17 (1972) S. 315-316.
- [10] M.L. Grossbeck, K. Ehrlich, C. Wassilew: An assessment of tensile, irradiation creep, creep rupture, and fatigue behaviour in austenitic stainless steels with emphasis on spectral effects. Journal of Nuclear Materials 174 (1990) 264-281.
- [11] O. Götzmann: 1. LMFBR-fuel pin behaviour. In: Fast reactor core and fuel structural behaviour. BNES, London (1990) S. 1-8.
- [12] Litzkendorf, M: Über den Zusammenhang zwischen Korrosions- und Festigkeitsverhalten hochlegierter Chrom- und Chrom-Nickel-Stähle. Dissertation, TH Darmstadt (1974).
- [13] Strauß, B, Schottky, H., Hinnüber, J.: Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie 188 (1930) S. 309-24.
- [14] Wilson, F.G.: British Corrosion Journal 6 (1971) S. 100-108.
- [15] Padilha, A.F.: Ausscheidungsverhalten des titanstabilisierten austenitischen rostfreien 15 % Cr-15 % Ni-1,2 % Mo-Stahles (DIN 1.4970). KfK 3151 (1981).

## Nomenklatur

A	=	Ausgangszustand
A [%]	=	Bruchdehnung
Abb.	=	Abbrand in Atom %
A <sub>g</sub> [%]	=	Gleichmaßdehnung
A <sub>1</sub>	=	Auslagerung bei 800 °C-2h
A <sub>2</sub>	=	Auslagerung bei 750 °C-2h
B	=	Bestrahlter Zustand, bzw. Bestrahlung
C	=	Korrosionstiefe in µm
K	=	Korrodiertes Zustand, bzw. Korrosion
KB	=	Korrodiert und bestrahlter Zustand
KV	=	Kaltverformung = 15 %
LG <sub>1</sub>	=	Lösungsglühung bei 1100 °C-10'
LG <sub>2</sub>	=	Lösungsglühung bei 1120 °C-30'
R <sub>m</sub> [MPa]	=	Zugfestigkeit
R <sub>p0,2</sub> [MPa]	=	0,2-Dehngrenze (Streckgrenze)
T <sub>B</sub> [°C]	=	Bestrahlungstemperatur
T <sub>p</sub> [°C]	=	Prüftemperatur
Z	=	Zugeigenschaft (z.B. R <sub>m</sub> , A, ...)
ε [%/min.]	=	Verformungsgeschwindigkeit

### Abkürzungen:

SNR-300	=	Schneller natriumgekühlter Brutreaktor-300 MWe
EFR	=	European Fast Reactor
KfK	=	Kernforschungszentrum Karlsruhe
F II	=	Institut für Materialforschung II
PSB	=	Projekt Schneller Brüter
WG	=	Werkstoffe und Grenzflächen

## 9. Anhang

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 der 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- und Schwingungskorrosion geschädigt ist [12]. Der übliche Oxidationsschutz wird - der Chromverarmungstheorie folgend [13] [14] - durch Zulegieren vom 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 Kohlstoff abbinden kann und dann eine lokale Chromverarmung verhindert. (Die Titankarbide 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 lösungsgeglüht, d.h. die bei den vorherigen Glühbehandlungen entstandenen Sekundärausscheidungen lösen sich weitgehend auf. 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 Kornerfallstemperatur (die je nach Kohlenstoffgehalt mehr oder weniger weit oberhalb der Löslichkeitstemperatur der Chromkarbide liegt), also bei 800 °C-2 Std., geglüht [15], damit der Stabilisator Titan mit Kohlen-

stoff bevorzugt im Korn an den Verformungslinien Titankarbid (TiC) bildet. 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: Lösungsglügen, 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 800 °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 Korrosionsglühung 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:

			Proben-Nr.
1.)	LG <sub>2</sub> + KV + A <sub>1</sub>	(1120 °C-30' + 15 % + 800 °C-2h)	7
2.)	LG <sub>1</sub> + KV + A <sub>1</sub>	(1100 °C-10' + 15 % + 800 °C-2h)	6
3.)	LG <sub>1</sub> + KV + A <sub>2</sub>	(1100 °C-10' + 15 % + 750 °C-2h)	3
4.)	LG <sub>2</sub> + KV	(1120 °C-30' + 15 %)	8
5.)	LG <sub>1</sub> + KV	(1100 °C-10' + 15 %)	2
6.)	LG <sub>1</sub> + A <sub>1</sub> + KV	(1100 °C-10' + 800 °C-2h + 15 %)	1
7.)	LG <sub>1</sub> + A <sub>1</sub>	(1100 °C-10' + 800 °C-2h)	5
8.)	LG <sub>1</sub>	(1100 °C-10')	4

**Tabelle 1:** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970  
(Chg. 8-29052) im unkorrodierten und unbestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
252	6	/	/	700	0.02 0.2	315 343	319 354	/ /	13.7 17.7
656	"	/	/	"	0.02 0.2	329 359	338 375	/	/
251	"	/	/	"	0.2	368	375	2.4	19.1
657	"	/	/	"	0.2	337	351	/	14.0
249	"	/	/	"	2 0.2	350 336	406 370	4.0 2.7	14.8 15.4
6.58	"	/	/	"	2 0.2	381 364	398 364	3.0 2.0	16.9 17.6
250	"	/	/	"	20 0.2	350 329	441 370	5.3 2.3	10.0 13.1
6.15	"	/	/	"	20 0.2	374 352	450 378	5.5 2.4	10.0 13.1
6.59	"	/	/	"	20 0.2	374 352	421 354	5.4 2.4	17.3 22.7
6.60	"	/	/	"	20 0.2	387 360	424 360	4.9 2.2	15.4 20.2
253	"	/	/	"	200 0.2	375 345	455 369	7.1 2.5	7.6 14.4
6.55	"	/	/	"	200 0.2	384 353	439 356	6.6 2.3	10.1 19.2

Anmerkungen:

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 1 (Fortsetzung 1):** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls  
1.4970 (Chg. 8-29052) im unkorrodierten und un-  
bestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\varepsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
682	6	/	/	600	0.2	430	462	6.8	13.2
255	"	/	/	600	2.0 0.2	431 414	511 465	/	9.9 10.3
6.35	"	/	/	750	20 0.2	350 328	389 328	3.5 1.5	9.4 12.3
6.40	"	/	/	800	20 0.2	279 250	300 250	/	8.0 10.5
6.36	"	/	/	"	20 0.2	298 278	326 278	/	/
6.85	"	/	/	"	0.2	/	241	1.2	/
6.83	"	/	/	900	0.2	140	143	/	12.2
6.13	"	/	/	"	2.0 0.2	154 148	168 153	1.4 0.9	/
6.39	"	/	/	"	20 0.2	215 200	232 200	/	/

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\varepsilon$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 1(Fortsetzung 2):** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970 (Chg. 8-29052) im unkorrodierten und unbestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
1.8	1	/	/	700	20 0.2	378 355	438 368	5.3 2.3	6.1 8.0
1.9	1	/	/	"	20 0.2	378 355	447 376	4.7 2.1	9.1 11.9
2.8	2	/	/	"	20 0.2	411 386	481 404	4.7 2.1	5,6 7,3
2.9	2	/	/	"	20 0.2	403 379	498 418	4.6 2.0	12,5 16,4
3.8	3	/	/	"	20 0.2	/	476 400	5.1 2.2	/
3.9	3	/	/	"	20 0.2	385 362	472 397	4.3 1.9	/
3.10	3	/	/	"	20 0.2	/	478 402	5.5 2.4	13,5 17,7
4.8	4	/	/	"	20 0.2	203 191	347 292	25.0 11.0	38,8 50,8
4.9	4	/	/	"	20 0.2	215 202	363 305	23.5 10.3	29,5 38,7
5.8	5	/	/	"	20 0.2	161 151	322 271	23.8 10.5	30,0 39,3
5.9	5	/	/	"	20 0.2	/	340 286	/	29,1 38,1
7.8	7	/	/	"	20 0.2	384 361	462 388	6.2 2.7	/
7.9	7	/	/	"	20 0.2	392 368	462 388	5.2 2.3	8,0 10,5
8.8	8	/	/	"	20 0.2	414 389	480 403	6.6 2.9	9,0 11,8
8.9	8	/	/	"	20 0.2	413 388	492 413	4.5 2.0	9,0 11,8

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand; Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 2:** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970  
(Chg. 8-29052) im korrodierten und unbestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
6,67	6	58	10	700	20 0,2	337 260	345 286	/	/
6,72	"	"	"	"	20 0,2	/	329 273	/	4,1 5,3
6,78	"	71	"	"	20 0,2	298 230	323 268	/	3,3 4,3
112	"	90	"	"	20 0,2	315 243	/	3,9 2,1	4,8 6,2
183	"	96	"	"	6 0,2	285 234	298 258	3,0 1,9	7,9 8,8
226	"	115	"	"	20 0,2	245 189	312 259	3,5 1,9	6,7 8,6
228	"	118	"	"	20 0,2	303 233	324 269	2,7 1,5	4,2 5,4
311	"	125	"	"	20 0,2	256 197	312 259	2,0 1,1	2,9 3,7
319	"	145	"	"	20 0,2	252 194	273 227	1,1 0,6	1,4 1,8
307	"	158	"	"	20 0,2	291 224	336 279	1,7 0,9	3,1 4,0
318	"	169	"	"	20 0,2	224 173	243 202	1,0 0,55	2,5 3,2

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 2 (Fortsetzung 1): Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970 (Chg. 8-29052) im korrodierten und unbestrahlten Zustand**

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
160	6	108	10	600	0,2	/	331	2,1	4,8
164	"	100	"	"	"	301	357	5,2	6,1
177	"	108	"	650	"	245	291	2,3	6,2
206	"	"	"	750	"	162	204	1,2	7,5
224	"	100	"	"	20 0,2	327 252	/	1,6 0,9	3,1 4,0
208	"	108	"	800	0,2	132	184	0,9	4,0
214	"	98	"	"	2,0 0,2	235 181	242 201	/	6,0 7,7
207	"	"	"	850	20 0,2	188 145	215 179	1,3 0,7	3,6 4,6
218	"	108	"	"	0,2	122	129	0,7	7,0
205	"	98	"	900	20 0,2	172 132	195 162	1,1 0,6	4,2 5,3
6.7	"	100	5	700	20 0,2	354 273	378 314	3,8 2,1	5,2 6,7
6.29	"	93	15	"	20 0,2	224 173	256 213	1,3 0,72	2,0 2,6
6.22	"	100	"	"	20 0,2	231 178	245 203	/	2,6 3,4
6.45	"	95	20	"	20 0,2	221 170	228 189	0,7 0,4	/
6.46	"	120	"	"	20 0,2	224 173	/	1,3 0,7	2,3 3,0

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
 Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  
 $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung;  
 A = Bruchdehnung.

**Tabelle 2 (Fortsetzung 2):** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970 (Chg. 8-29052) im korrodierten und unbestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
153	6	98	10	700	0,02 0,2	210 227	234 264	/	4,3 6,6
175	"	100	"	"	0,02 0,2	191 206	219 248	1,4 1,7	2,8 4,3
174	"	"	"	"	0,2	217	263	1,7	4,4
176	"	"	"	"	0,2	211	244	/	6,5
179	"	"	"	"	0,6 0,2	233 221	260 239	/	5,8 5,4
173	"	"	"	"	2 0,2	235 205	308 277	2,3 1,7	/
182	"	"	"	"	2 0,2	262 228	281 253	/	5,8 5,4
183	"	96	"	"	6 0,2	285 234	298 258	3,0 1,8	9,7 10,8
184	"	100	"	"	6 0,2	242 198	/	/	3,2 3,6
172	"	"	"	"	20 0,2	278 214	312 259	2,3 1,3	3,8 4,9
227	"	"	"	"	20 0,2	311 240	343 285	3,1 1,7	4,5 5,8
127	"	105	"	"	20 0,2	249 192	305 253	3,1 1,7	5,6 7,2
185	"	100	"	"	20 0,2	260 200	297 247	/	3,0 3,9
216	"	"	"	"	200 0,2	287 204	308 250	2,2 1,7	2,4 5,4

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
 Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  
 $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  
 $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung;  
 A = Bruchdehnung.



**Tabelle 2 (Fortsetzung 3):** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970(Chg. 8-29052) im korrodierten und unbestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
1.1	1	96	10	700	20 0,2	284 219	310 257	/	2,4 3,1
1.3	1	111	"	"	20 0,2	280 216	314 261	2,3 1,3	2,6 3,4
2.2	2	100	"	"	20 0,2	303 233	305 253	/	2,6 3,4
3.3	3	113	"	"	20 0,2	/	324 269	2,3 1,3	3,3 4,3
3.5	3	111	"	"	20 0,2	308 237	320 266	2,9 1,6	/
4.1	4	100	"	"	20 0,2	91 70	165 137	7,0 3,9	7,2 9,3
4.4	4	100	"	"	20 0,2	104 80	178 148	8,0 4,4	8,5 11,0
5.7	5	108	"	"	20 0,2	84 65	158 131	7,2 3,9	8,0 10,3
7.1	7	100	"	"	20 0,2	326 251	350 291	2,2 1,2	2,7 3,5
7.3	7	96	"	"	20 0,2	319 246	361 300	/	2,9 3,7
7.4	7	100	"	"	20 0,2	314 242	340 282	2,4 1,3	2,6 3,4
8.1	8	100	"	"	20 0,2	381 293	392 325	2,1 1,2	5,2 6,7

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
 Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  
 $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung;  
 A = Bruchdehnung.

**Tabelle 3:** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970  
(Chg. 8-29052) unkorrodierten und bestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\varepsilon$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
248	6	/	/	700	0,02 0,2	254 302	281 323	1,2 1,4	3,4 5,0
265	"	/	/	"	0,2	281	319	1,4	4,7
6.81	"	/	/	"	0,2	312	333	1,6	/
106	"	/	/	"	0,2	305	331	1,4	5,8
259	"	/	/	"	0,2	306	331	1,3	4,3
260	"	/	/	"	2 0,2	339 295	364 324	2,7 1,6	5,9 4,4
261	"	/	/	"	20 0,2	373 298	402 326	3,8 1,4	7,5 4,5
262	"	/	/	"	200 0,2	379 296	429 326	6,4 1,4	7,8 4,5
1.10	1	/	/	"	0,2	318	325	1,2	5,8
2.10	2	/	/	"	"	325	370	1,7	8,9
3.11	3	/	/	"	"	324	347	1,5	5,7
4.10	4	/	/	"	"	198	229	8,2	23,3
5.10	5	/	/	"	"	173	211	6,8	20,3
7.10	7	/	/	"	"	321	340	1,4	2,9
8.10	8	/	/	"	"	324	363	1,7	3,9
264	6	/	/	600	"	418	459	3,6	6,9
266	"	/	/	800	"	186	220	0,9	1,4
267	"	/	/	900	"	93	98	0,9	1,3

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand;  
Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\varepsilon$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 4:** Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970  
(Chg. 8-29052) im korrodierten und bestrahlten Zustand

Proben-Nr.	Mat.-Zustand	Korros. in $\mu\text{m}$	Abbr. in %	$T_p$ in $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}$ in %/min	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	A in %
1.2	1	100	10	700	0,2	201	204	0,7	2,2
2.5	2	"	"	"	"	220	220	/	/
3.2	3	"	"	"	"	233	236	/	0,7
4.6	4	"	"	"	"	102	121	3,9	4,1
5.1	5	"	"	"	"	92	105	2,3	3,0
7.6	7	"	"	"	"	250	264	0,7	2,2
8.5	8	"	"	"	"	259	271	0,7	1,9
136	6	"	"	"	0,02 0,2	154 177	/	/	0,85 1,4
150	"	"	"	"	0,2	225	233	0,8	2,1
303	"	108	"	"	1,0 0,2	183 154	/	/	1,0 0,7
6.75	"	58	"	"	1,0 0,2	280 235	288 265	1,2 1,0	2,6 1,9
6.76	"	"	"	"	0,2	243	246	/	2,3
113	"	90	"	"	"	226	230	0,9	1,7
6.88	"	126	"	"	"	152	/	0,5	0,9
310	"	135	"	"	"	/	226	0,6	1,4
6.89	"	139	"	"	1,0 0,2	182 153	/	0,6 0,5	1,0 0,7
308	"	144	"	"	1,0 0,2	221 186	232 213	/	/
149	"	100	"	600	0,2	301	342	1,8	2,2
152	"	"	"	800	"	157	160	0,6	0,8
156	"	"	"	900	"	71	74	0,66	1,6
6.9	"	"	5	700	"	254	264	1,1	3,1
6.30	"	119	15	"	"	158	195	0,5	1,1
6.49	"	130	20	"	"	140	163	0,4	0,7

**Anmerkungen:**

Mat.-Zustand = mechanisch-thermischer Materialbehandlungszustand; Korros. = Korrosionstiefe; Abbr. = simulierter Abbrand;  $T_p$  = Prüftemperatur;  $\dot{\epsilon}$  = Verformungsgeschwindigkeit (oben = gemessen; unten = berechnet);  $R_{p0,2}$  = 0,2-Dehngrenze;  $R_m$  = Zugfestigkeit;  $A_g$  = Gleichmaßdehnung; A = Bruchdehnung.

**Tabelle 5:** Relative Abweichung der Rechenwerte von den Meßwerten der sowohl korrodiert als auch bestrahlten Proben aus:  
(Rechenwert - Meßwert)/Meßwert

Meßgröße	$\epsilon$ -Abh.	$T_p$ -Abh.	C-Abh.	Abb.-Abh.	Z-Abh.	Mittelwert	1 $\sigma$ -Streuung	n
$R_m$	- 0,02 0,08	0 - 0,04 - 0,07	- 0,03 0,04 0,02 - 0,03 0,02	0 0 0,03	- 0,09 - 0,07 0,12 0,03 0,06 - 0,02 - 0,03	0	0,05	20
$R_{p0,2}$	0 - 0,20 0,18 - 0,03	0 - 0,24 0	- 0,02 - 0,05 - 0,14 0,07 - 0,13 0,12	0 0 - 0,09	- 0,26 - 0,13 - 0,03 - 0,11 - 0,05 - 0,08 - 0,13	- 0,06	0,10	23
A	0 - 0,29 1,0	- 0,05 - 0,43 + 0,25	0 0,21 - 0,03 0 - 0,46 0	- 0,19 0 - 0,10	0,26 0,80 - 0,15 0,11 1,0 - 0,56	0	0,30	21
$A_g$	0,25	0,07 0,12 - 0,09	0,15 0,17 0,30 - 0,08 0,04	0,10 - 0,25 0,05	- 0,08 0,10 0,20 0 0	0,06	0,14	17

Abh. = Abhängigkeit; n = Anzahl der Meßergebnisse 1 $\sigma$ -Streuung = 84%  
Wahrscheinlichkeit

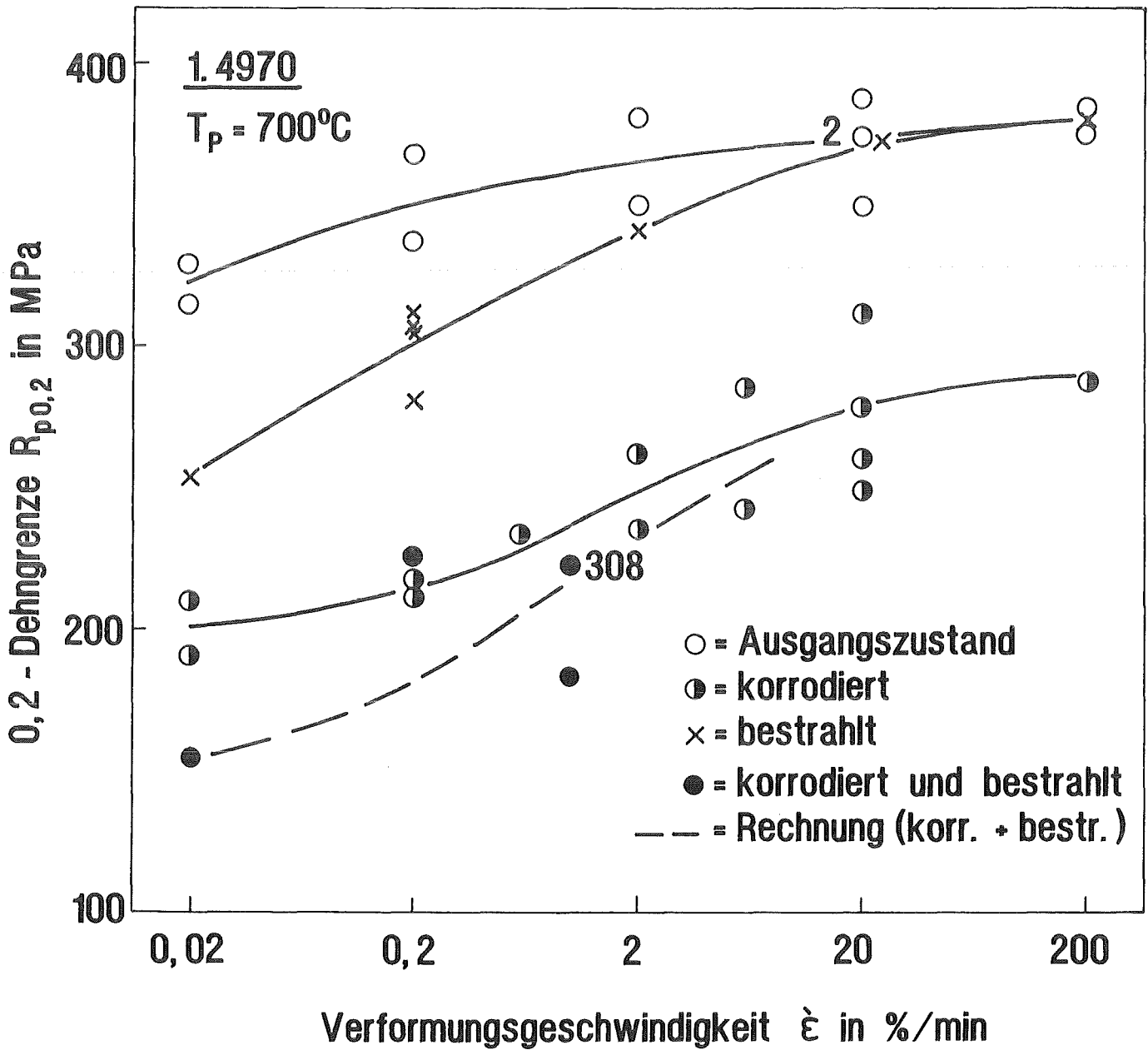


Bild 1: 0,2-Dehngrenze des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit.

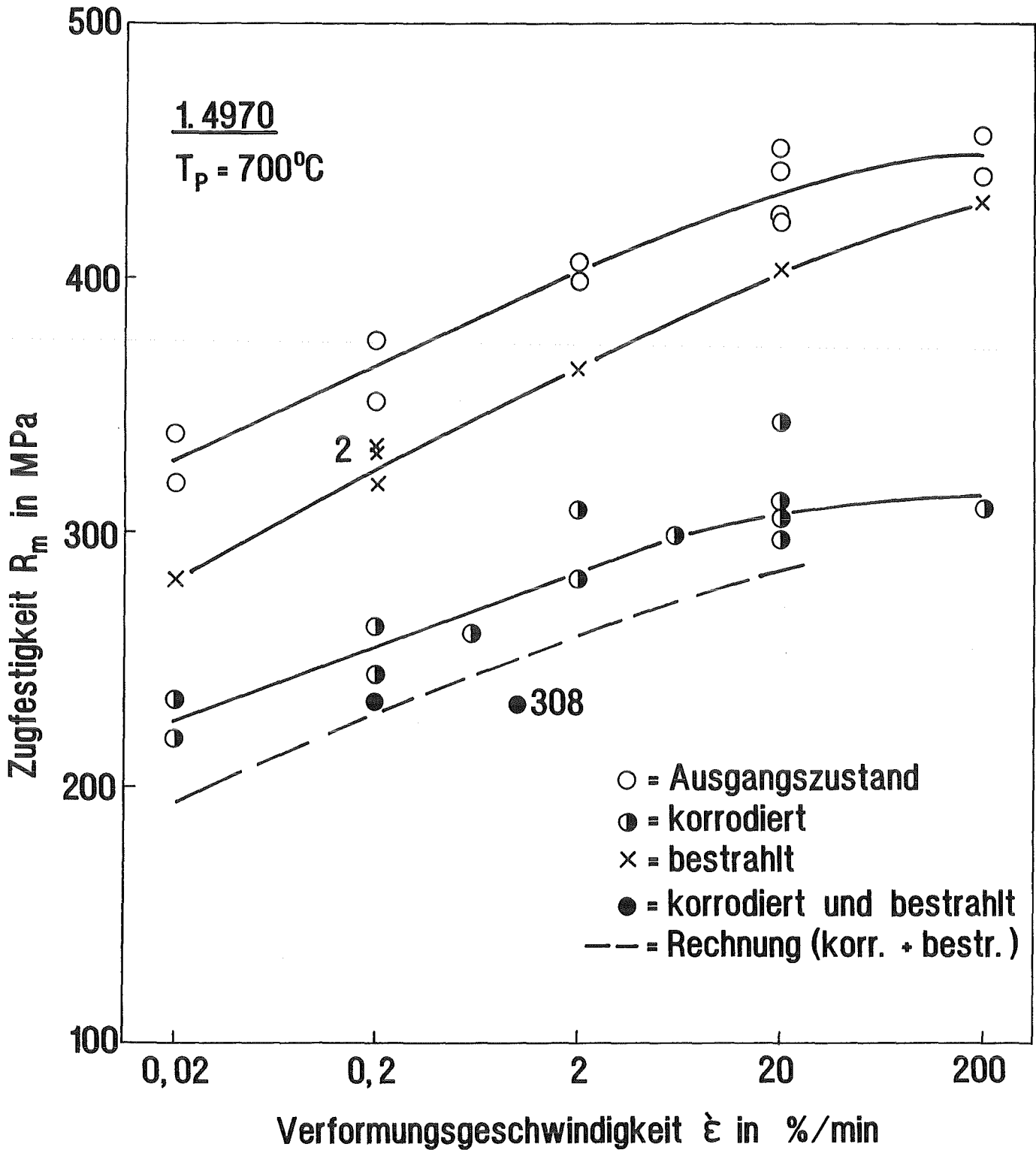
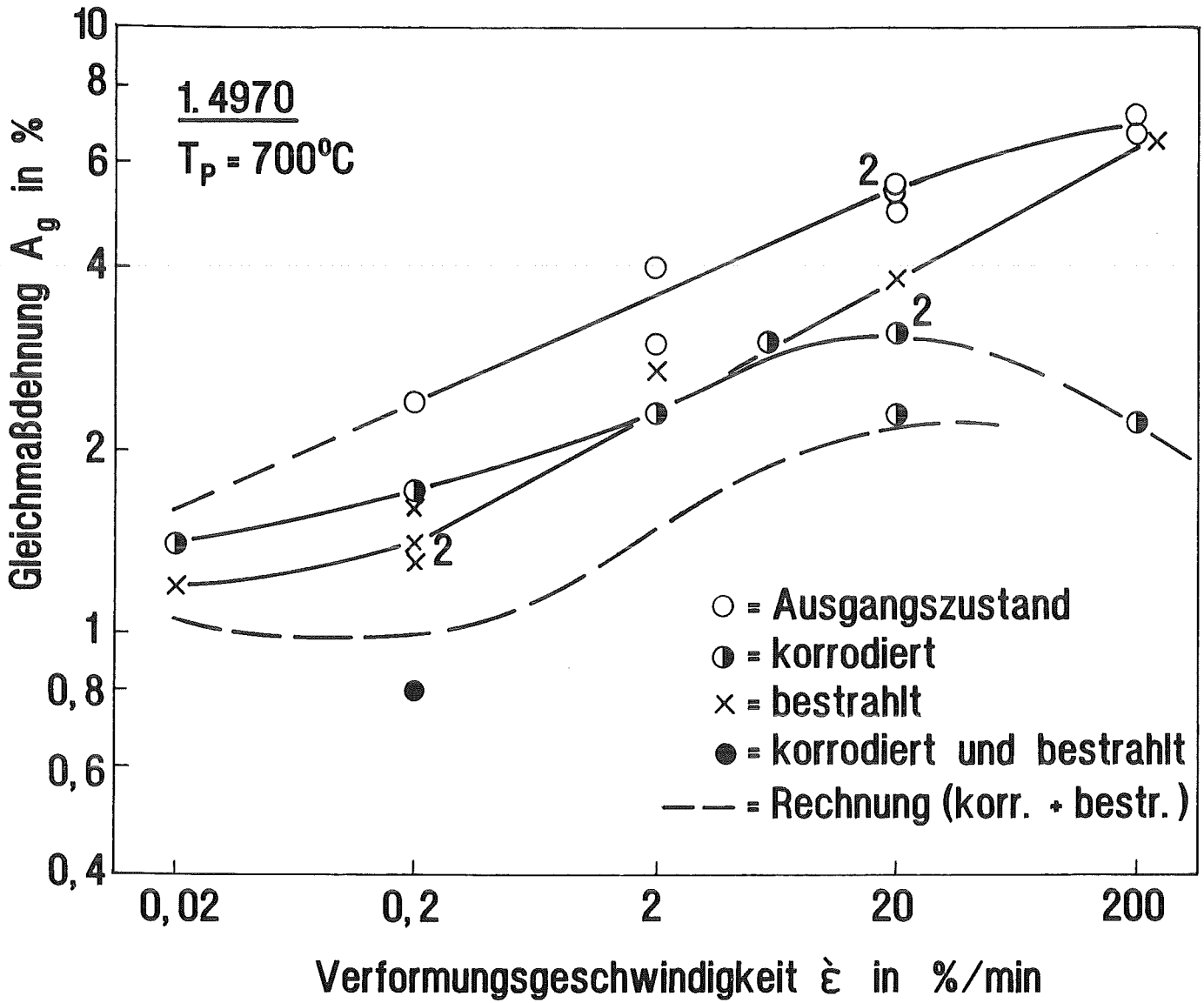


Bild 2: Zugfestigkeit des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit.



**Bild 3:** Gleichmaßdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit.

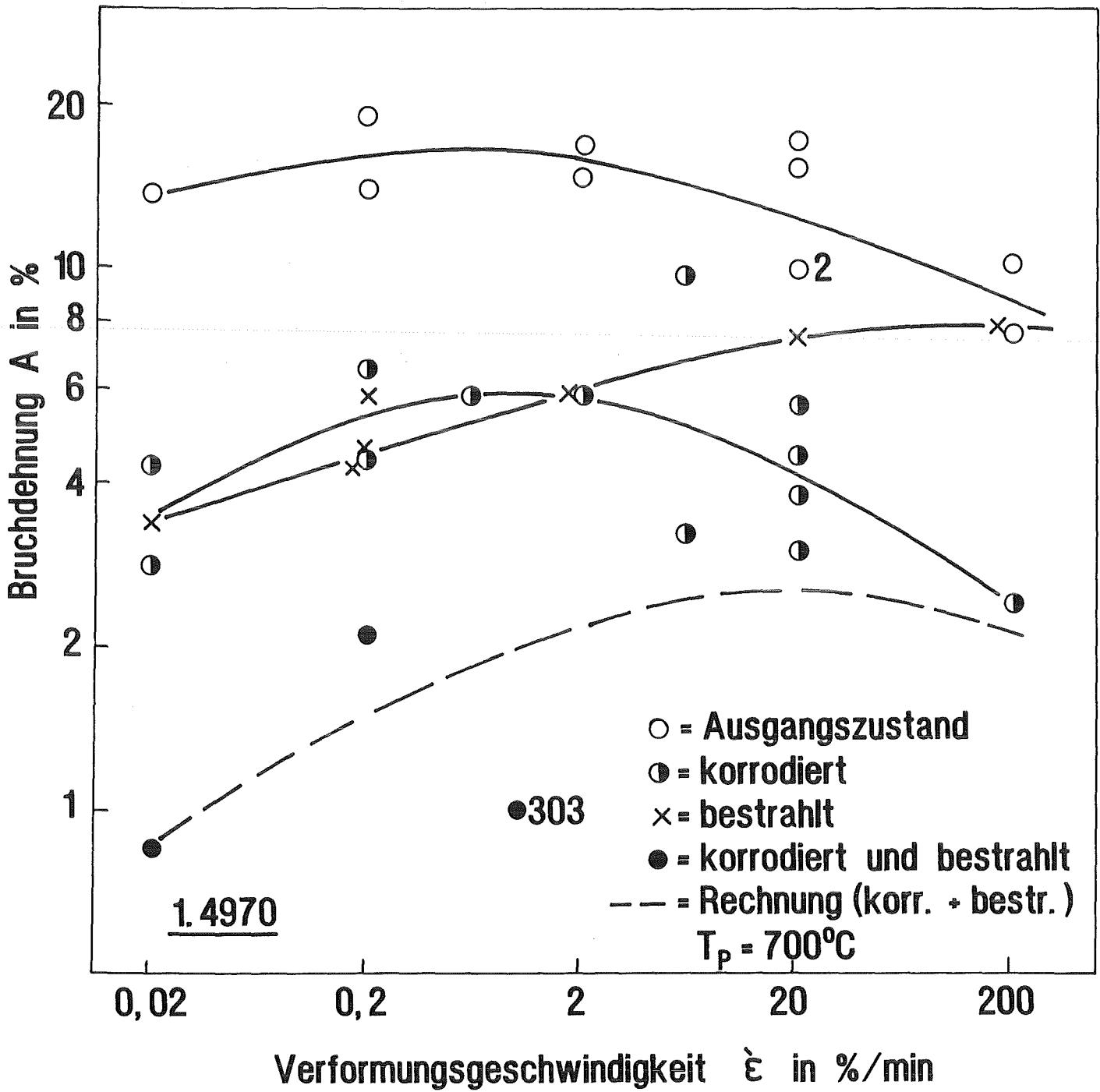


Bild 4: Bruchdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit.



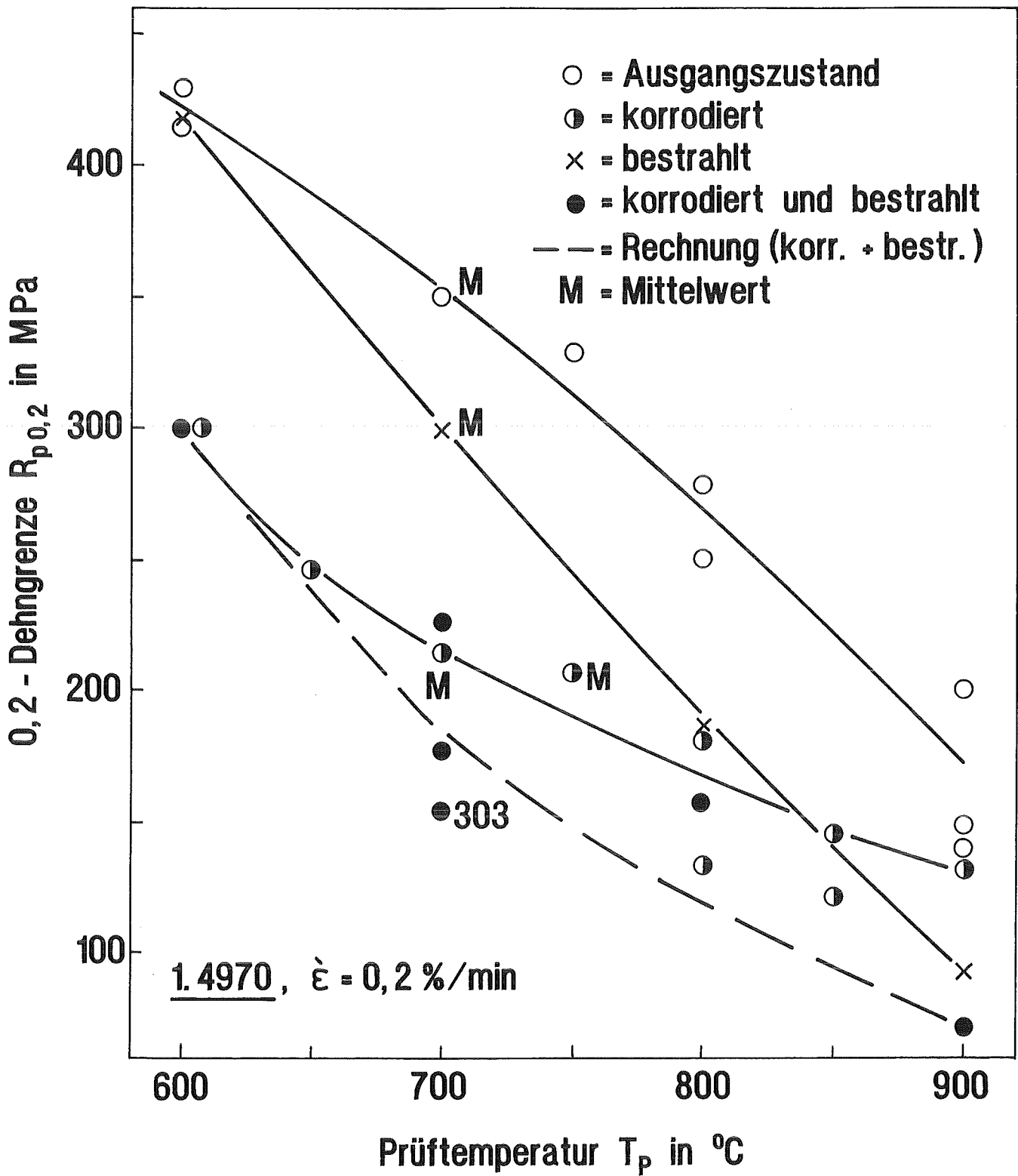
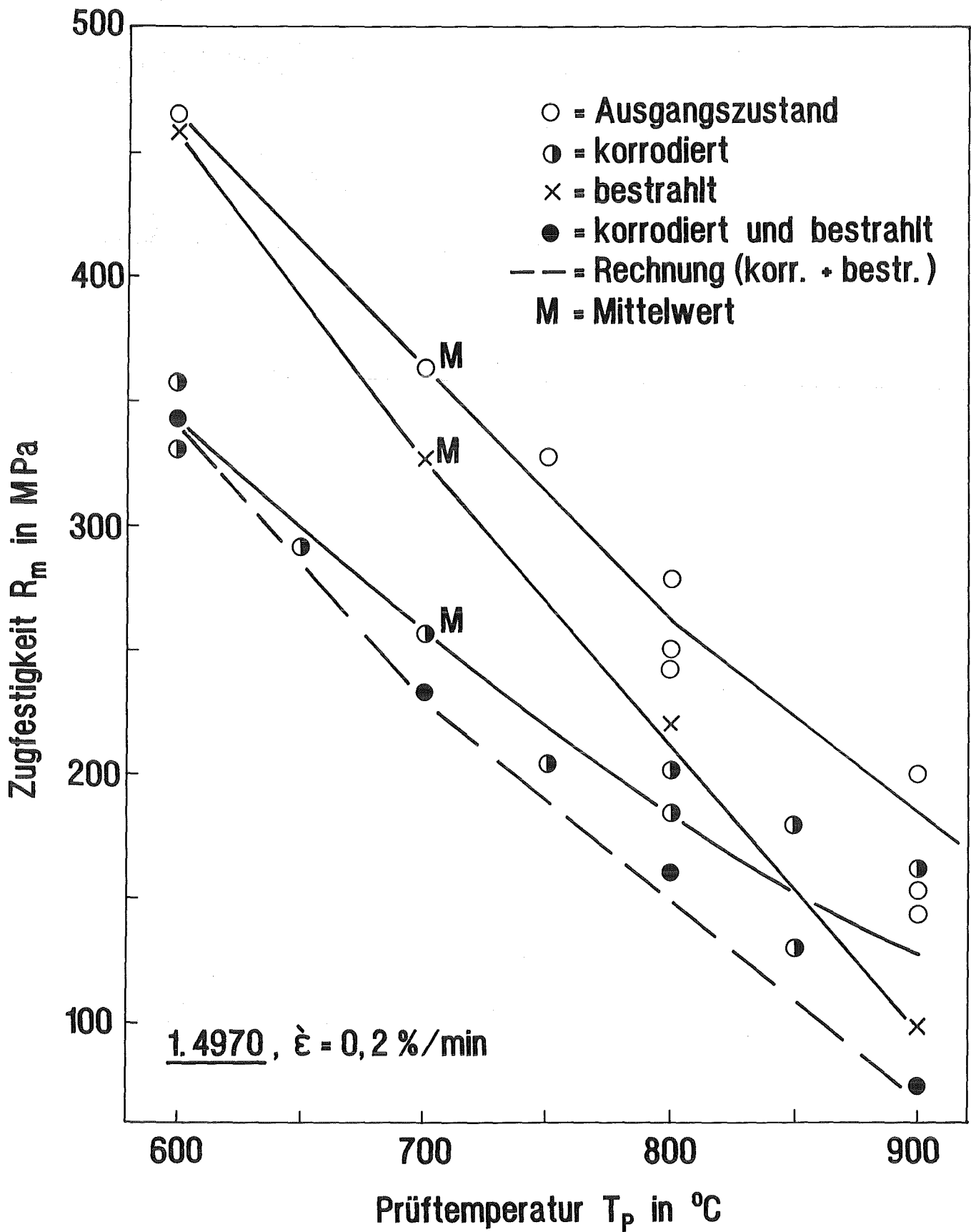


Bild 5: 0,2-Dehngrenze des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



**Bild 6:** Zugfestigkeit des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Prüf­temperatur.

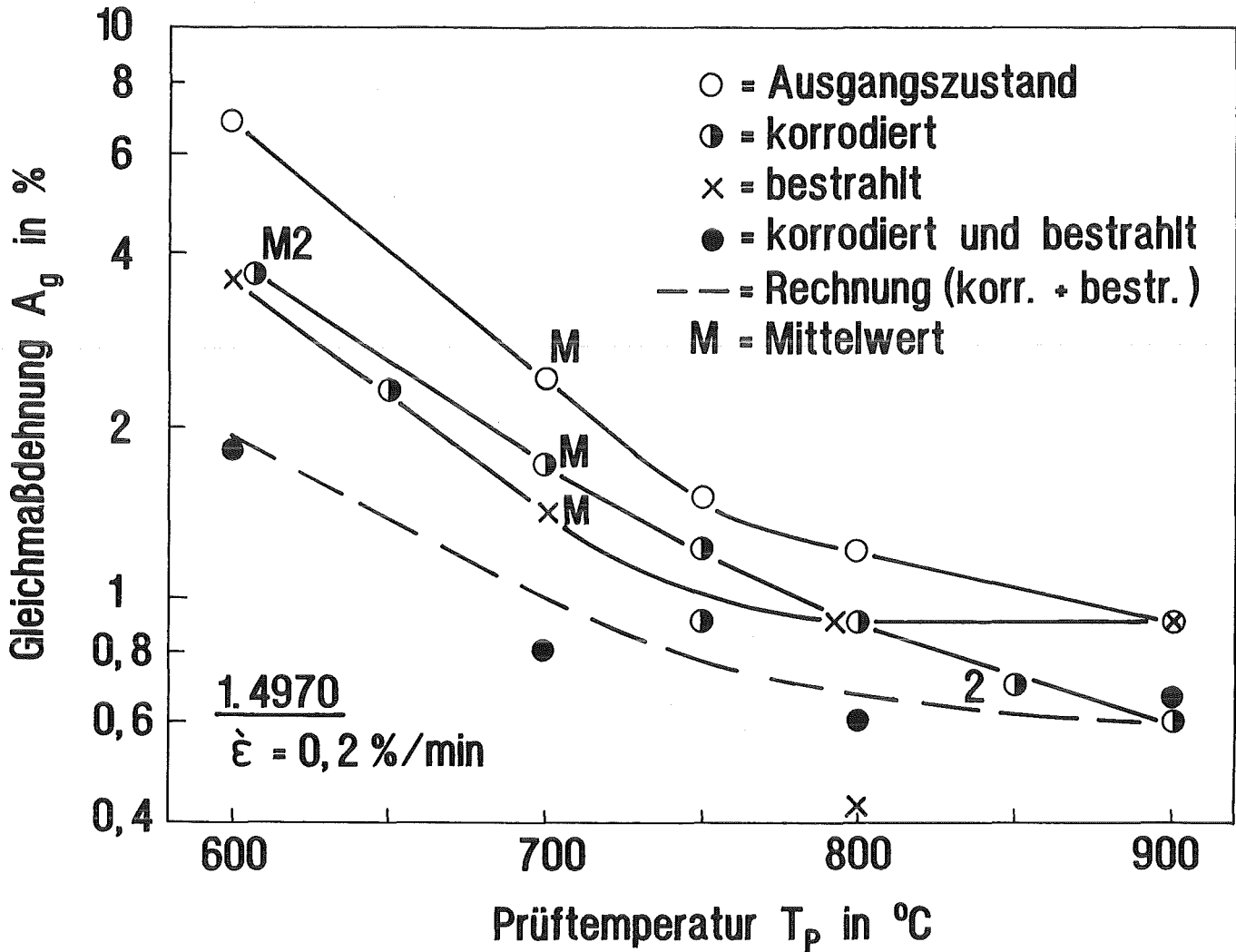


Bild 7: Gleichmaßdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.

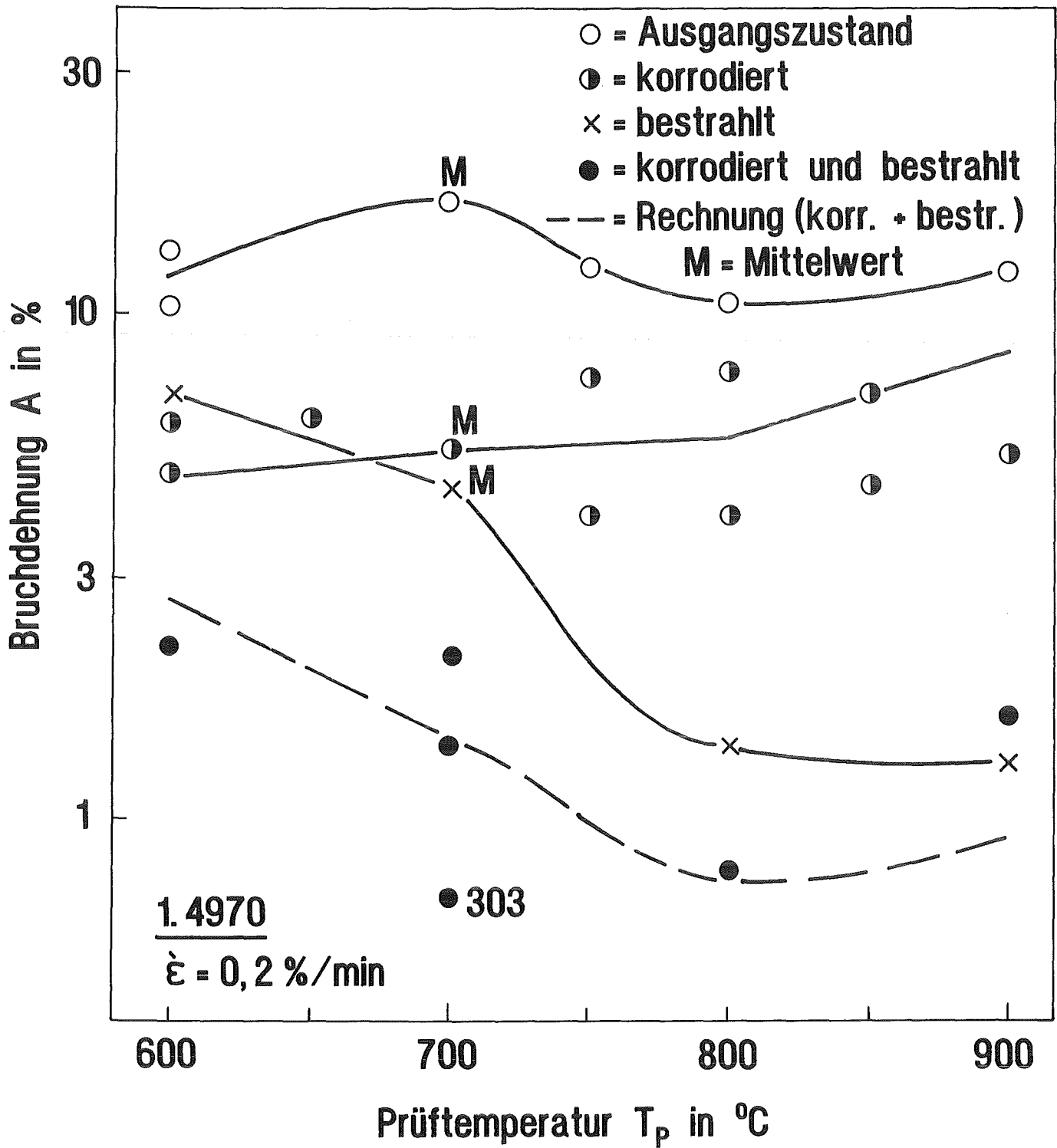


Bild 8: Bruchdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.

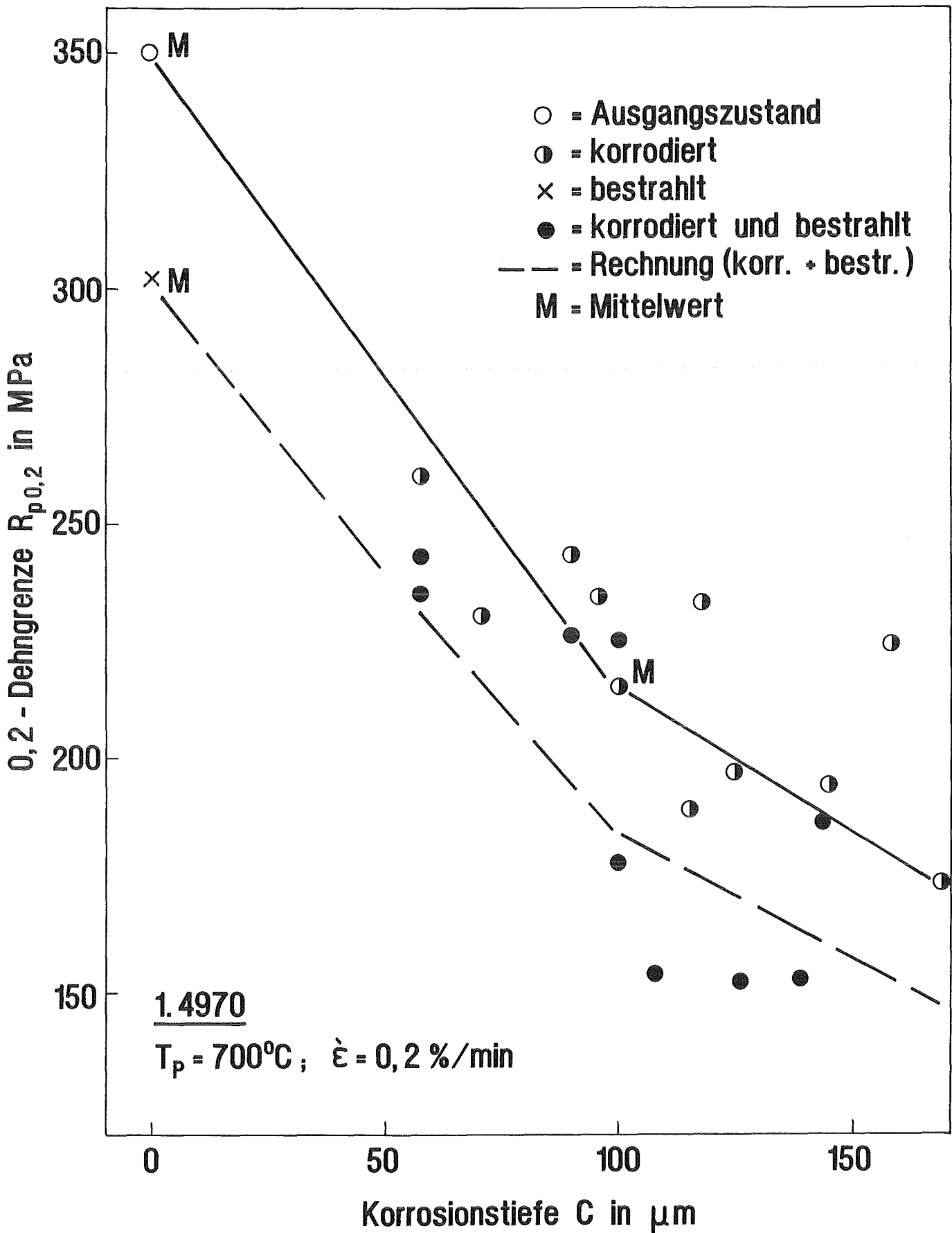


Bild 9: 0,2-Dehngrenze des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Korrosionstiefe.

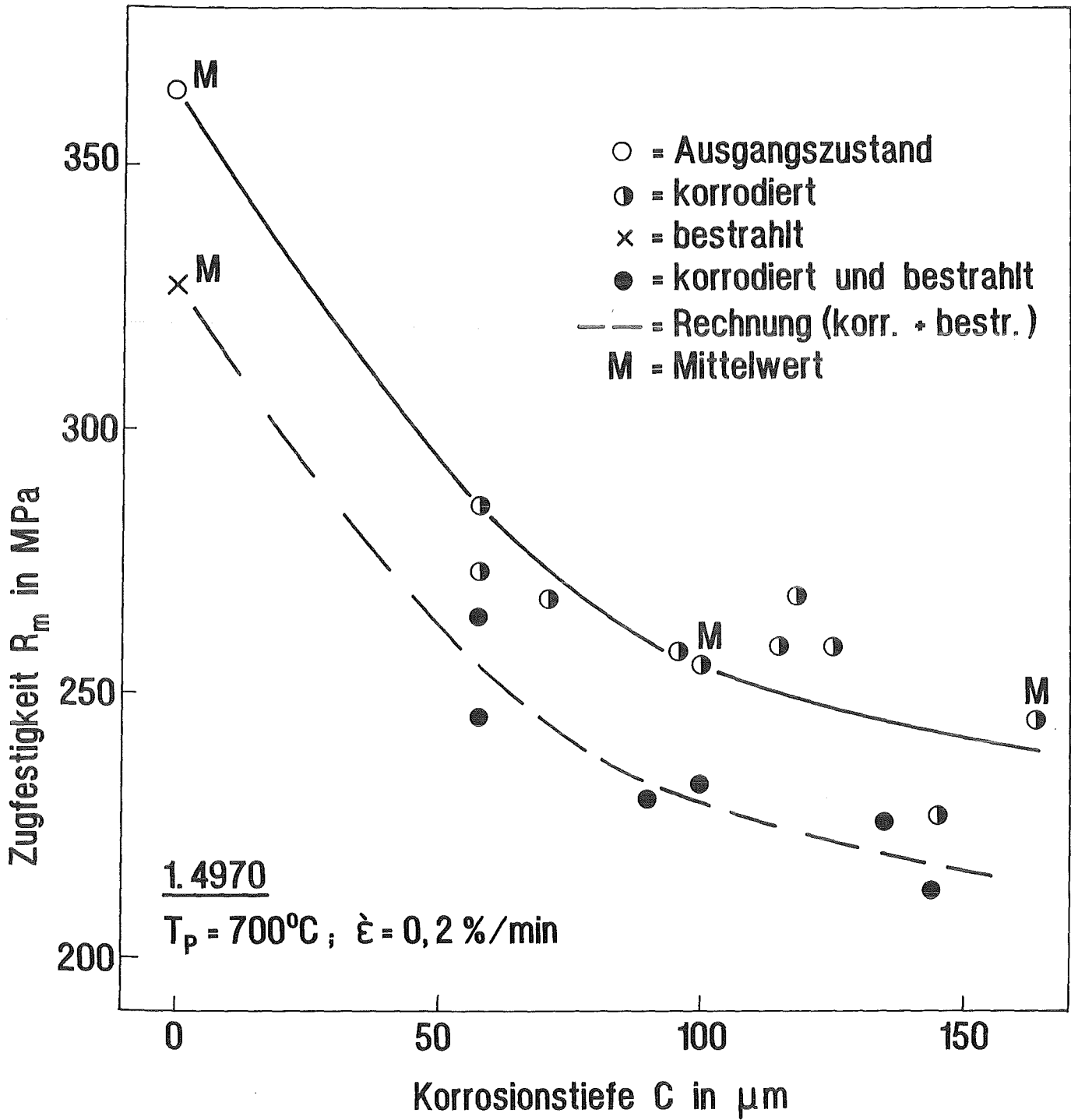


Bild 10: Zugfestigkeit des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Korrosionstiefe.

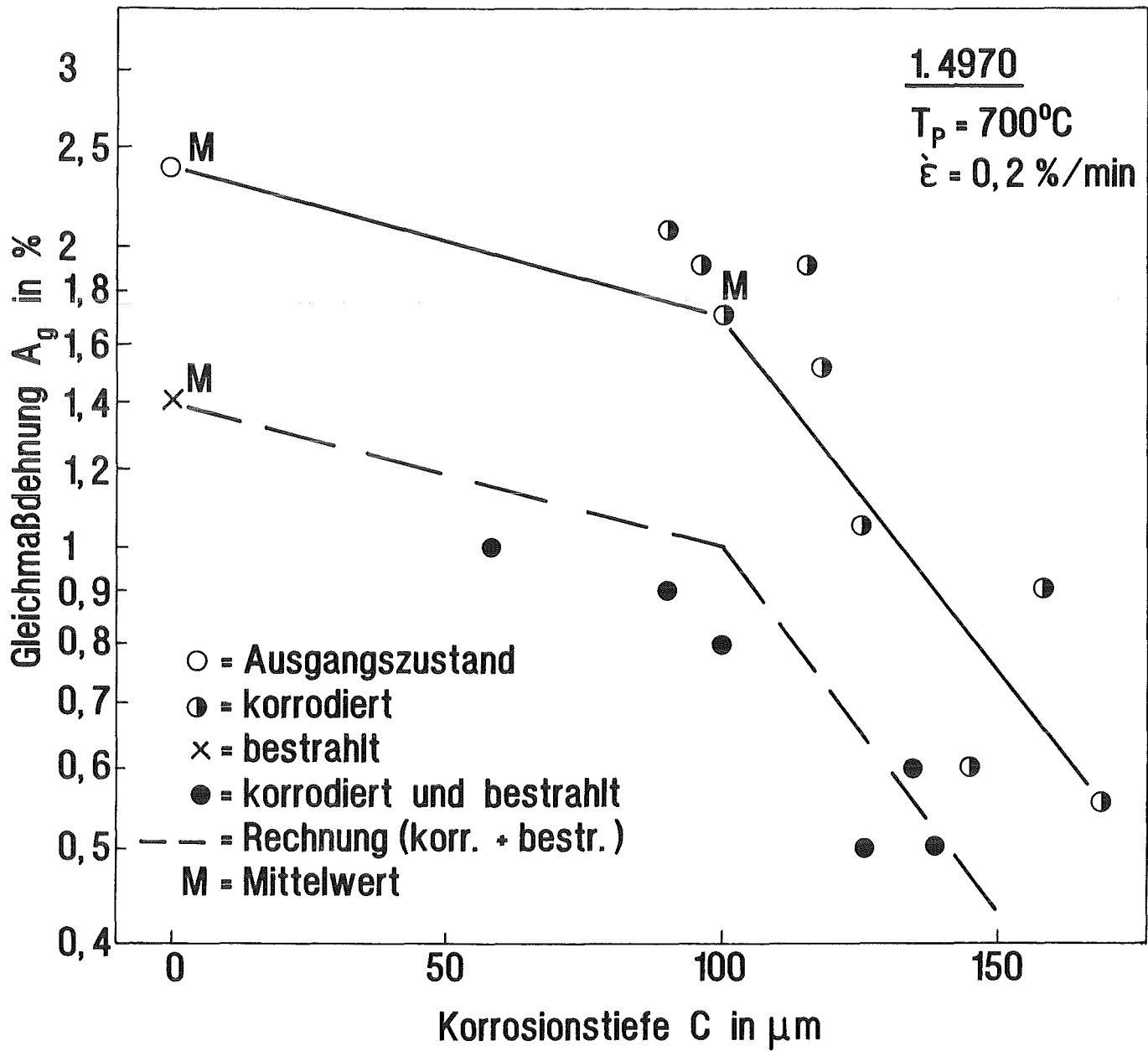


Bild 11: Gleichmaßdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Korrosionstiefe.

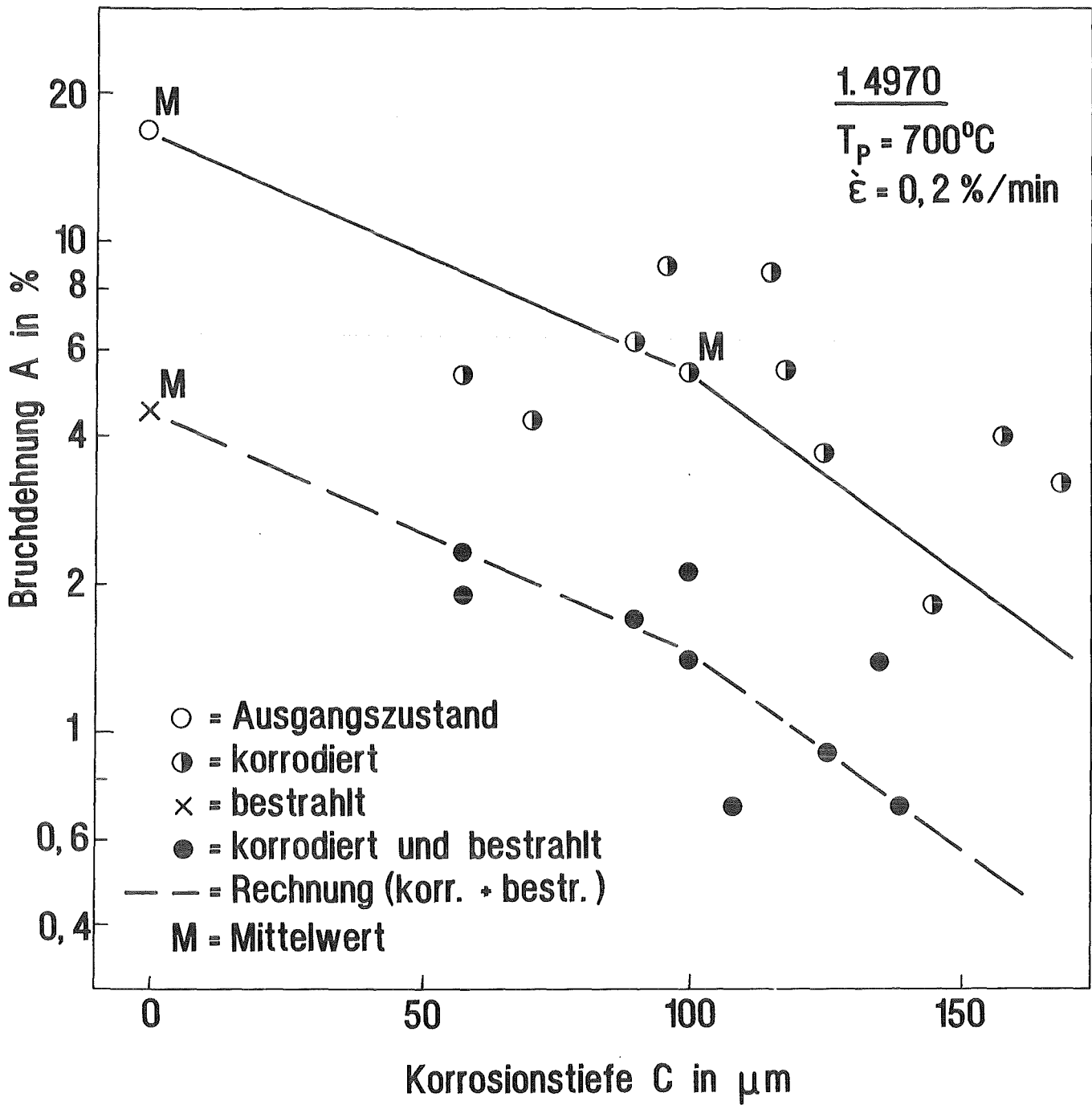


Bild 12: Bruchdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit von der Korrosionstiefe.



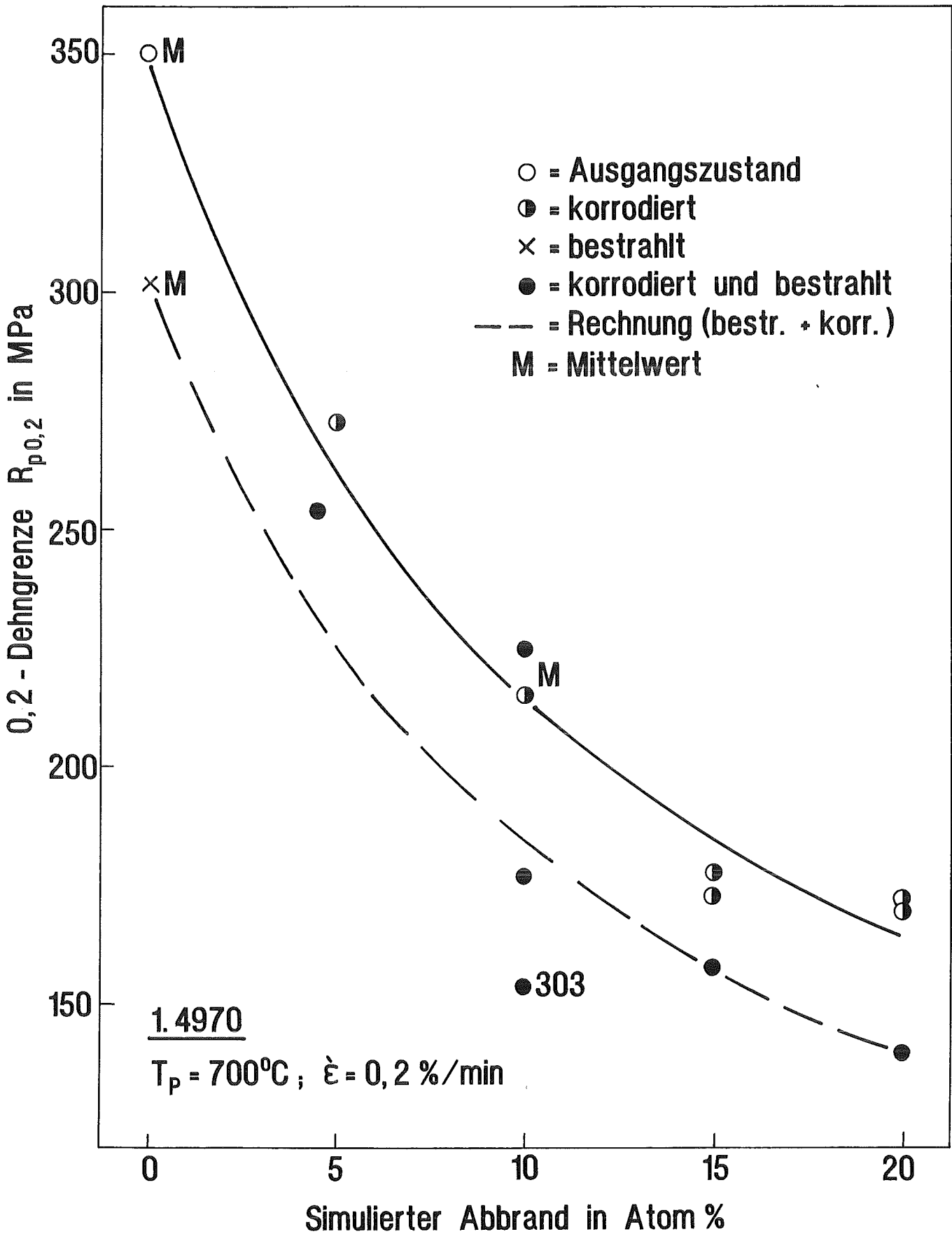
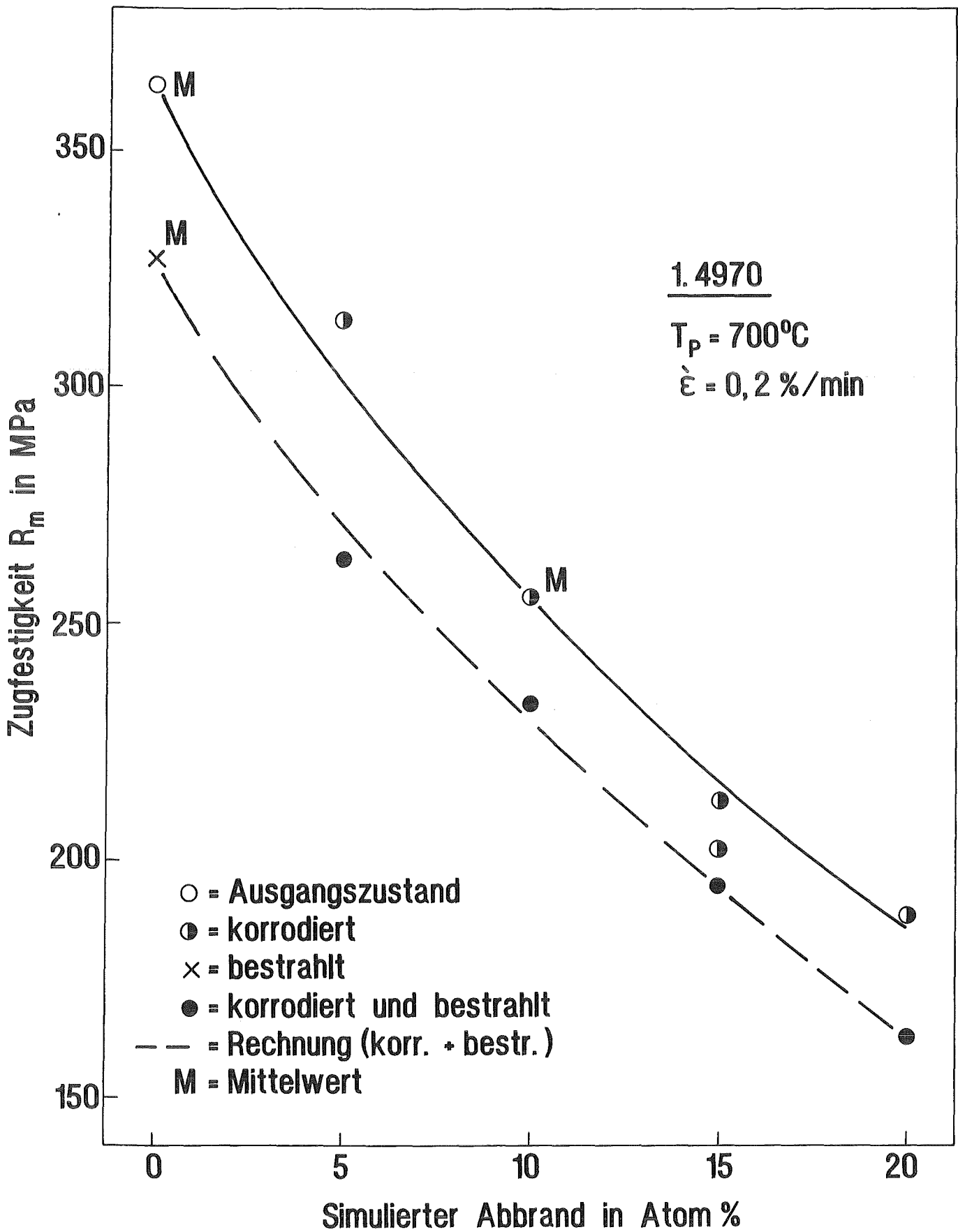


Bild 13: 0,2-Dehngrenze des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom simulierten Abbrand.



**Bild 14:** Zugfestigkeit des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom simulierten Abbrand.

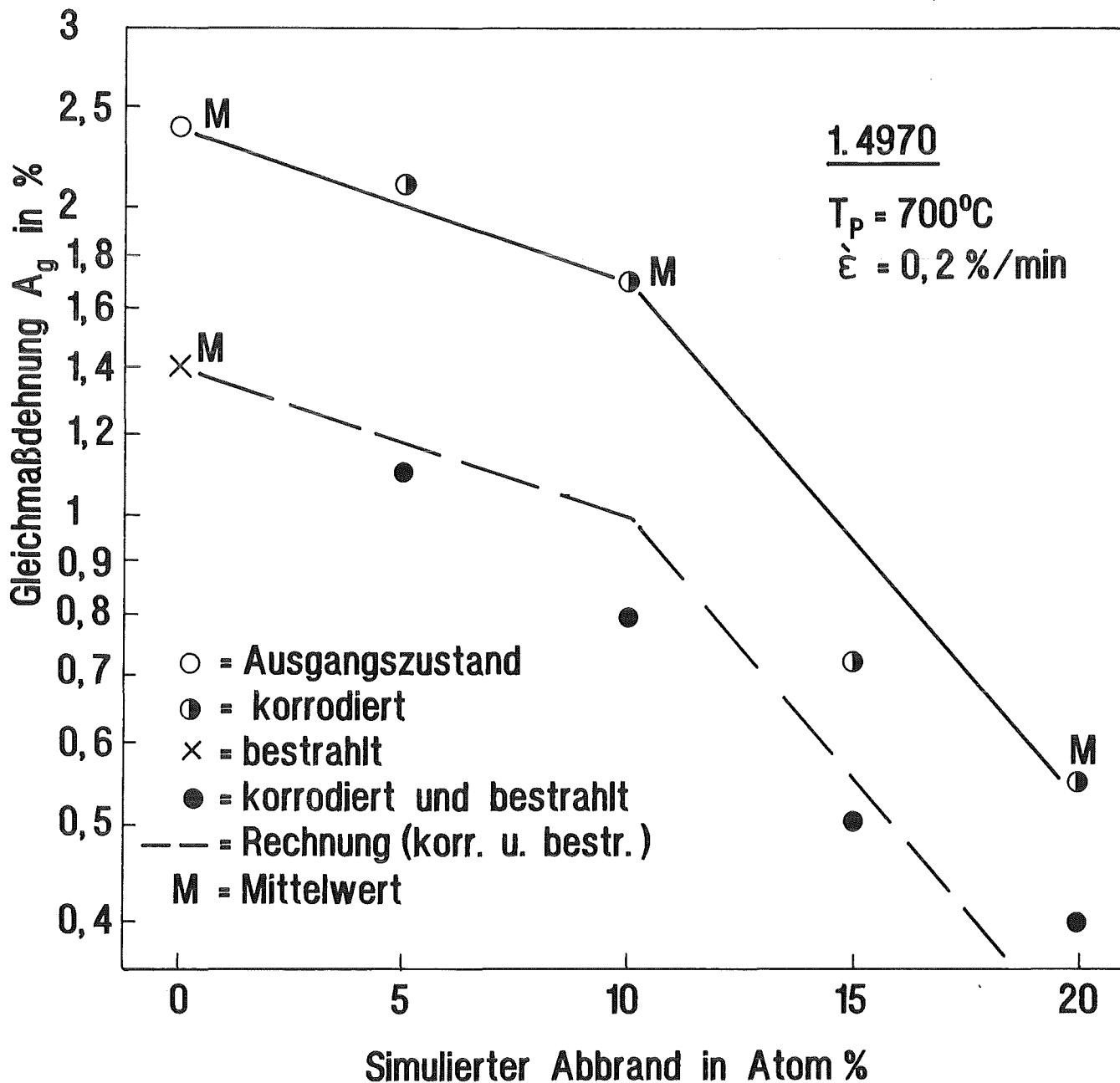


Bild 15: Gleichmaßdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom simulierten Abbrand.

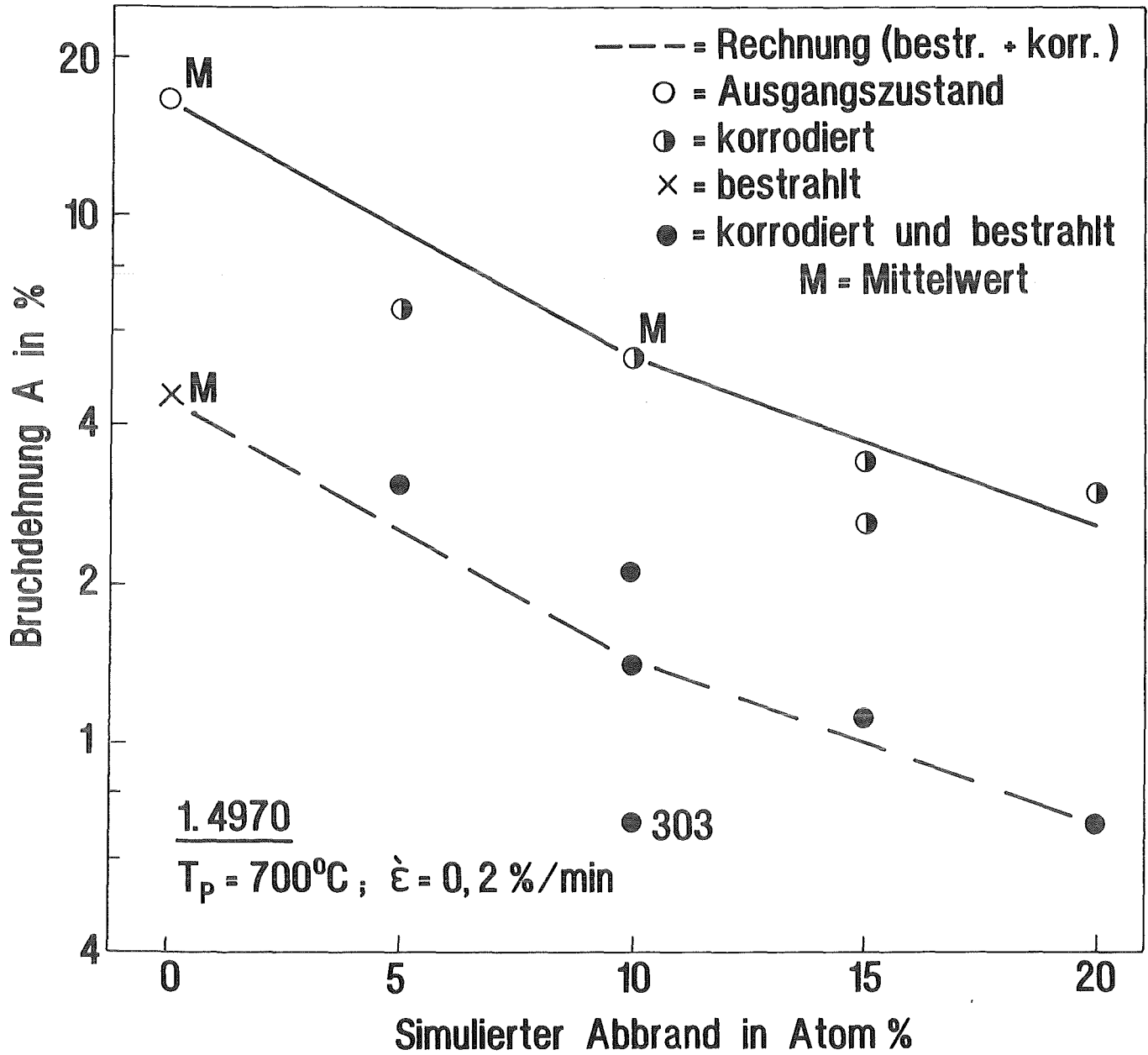


Bild 16: Bruchdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom simulierten Abbrand.

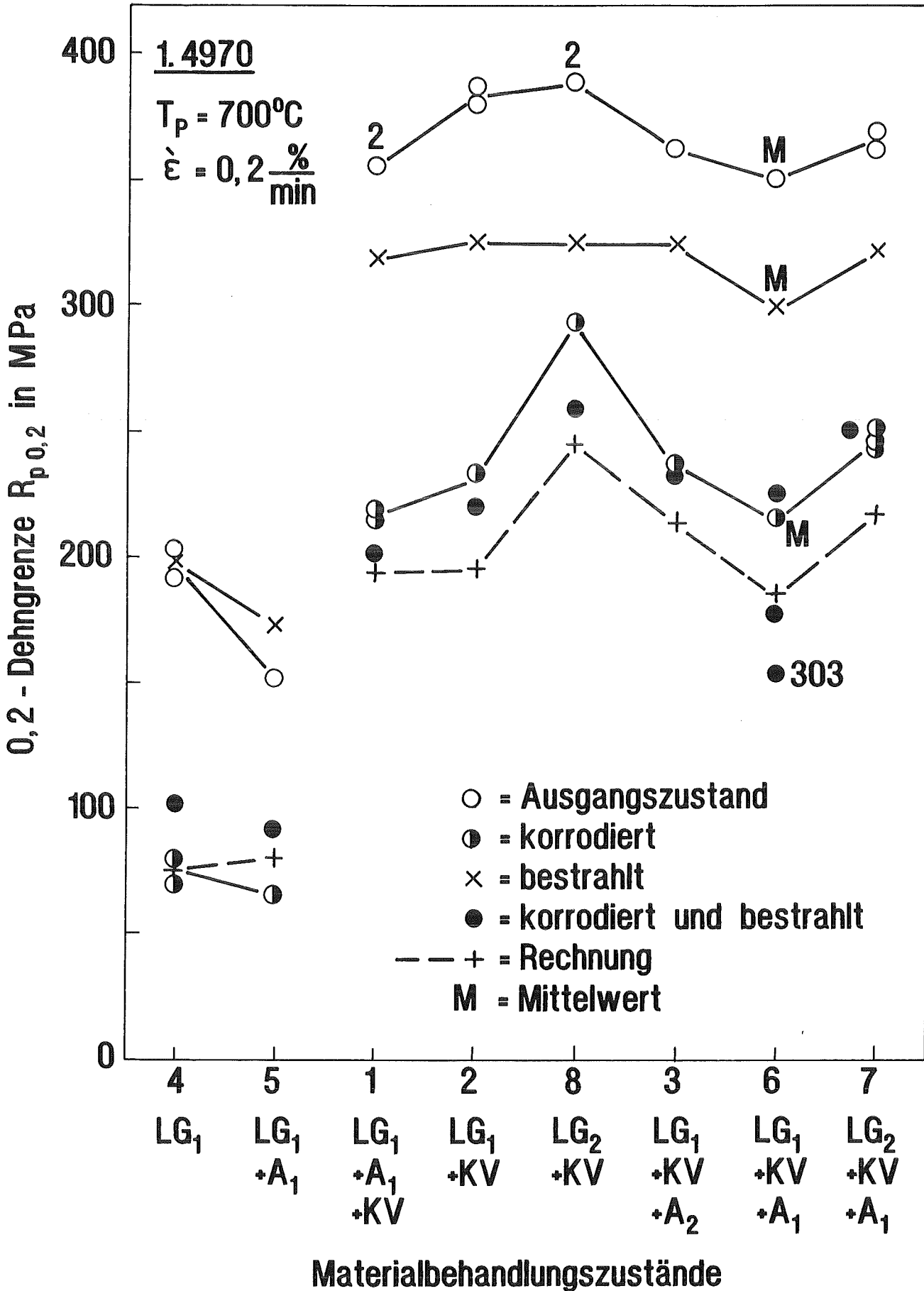
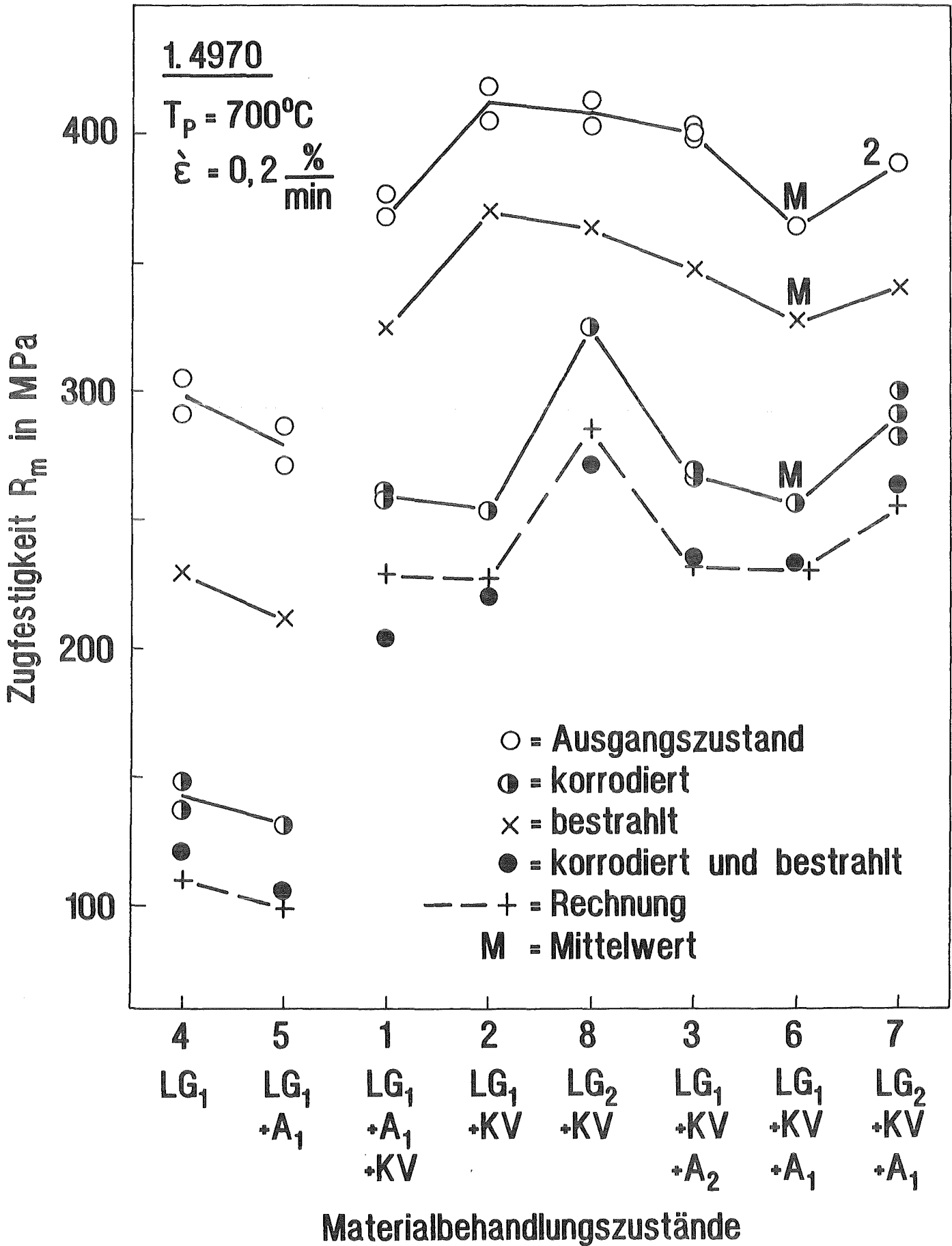


Bild 17: 0,2-Dehngrenze des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand.



**Bild 18:** Zugfestigkeit des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand.

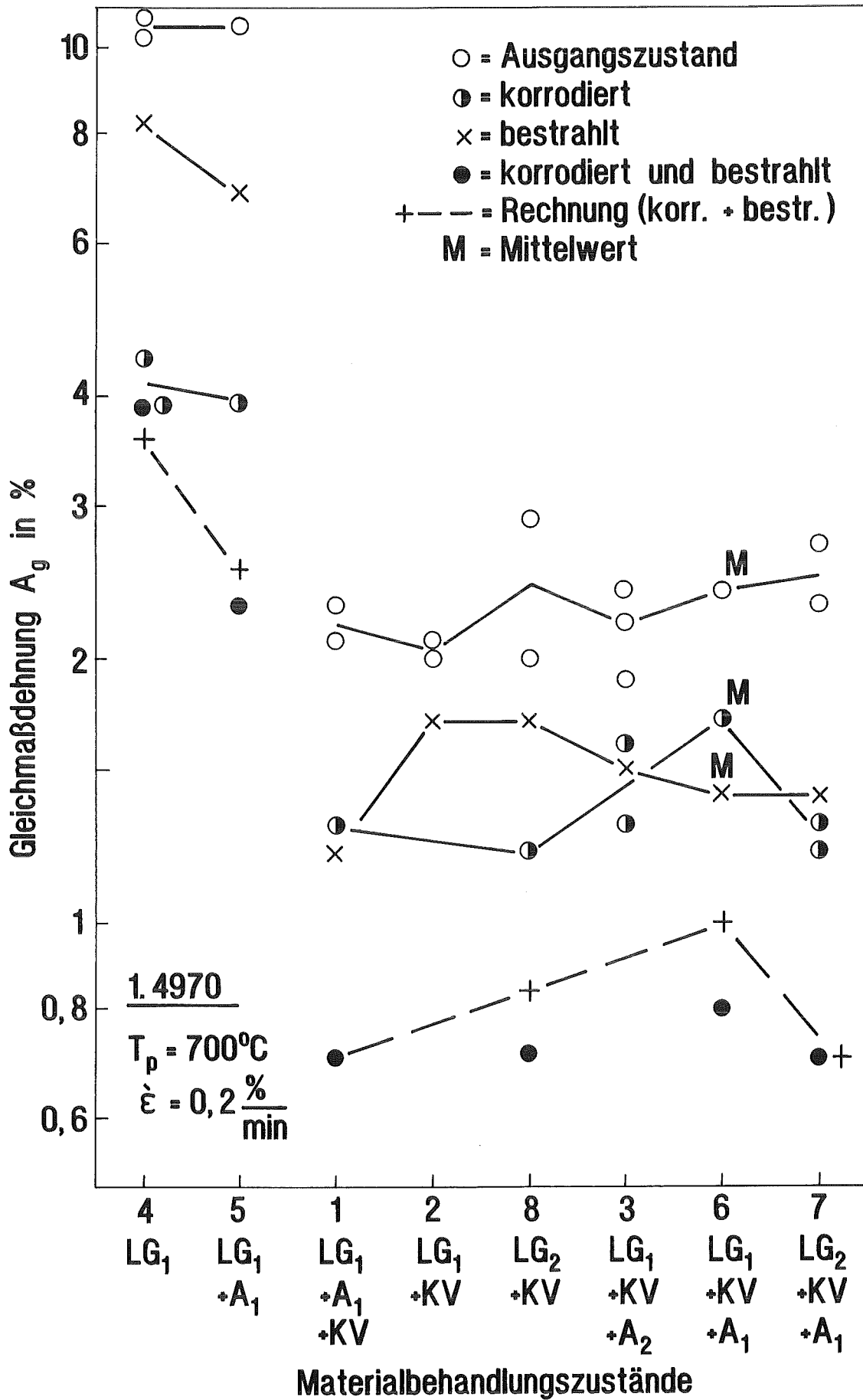
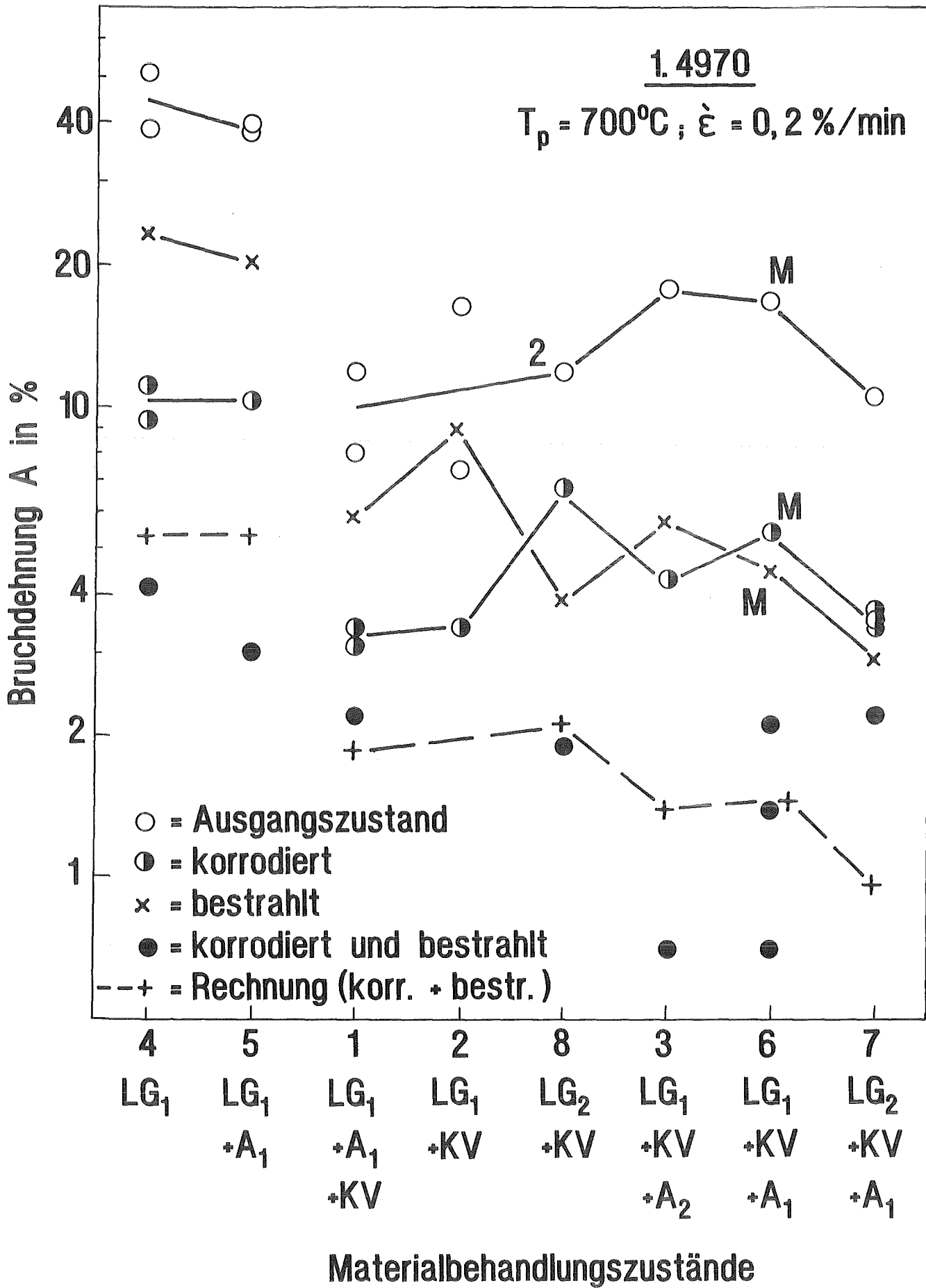


Bild 19: Gleichmaßdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand.



**Bild 20:** Bruchdehnung des Stahls 1.4970 in vier Probenzuständen in Abhängigkeit vom Materialbehandlungszustand.



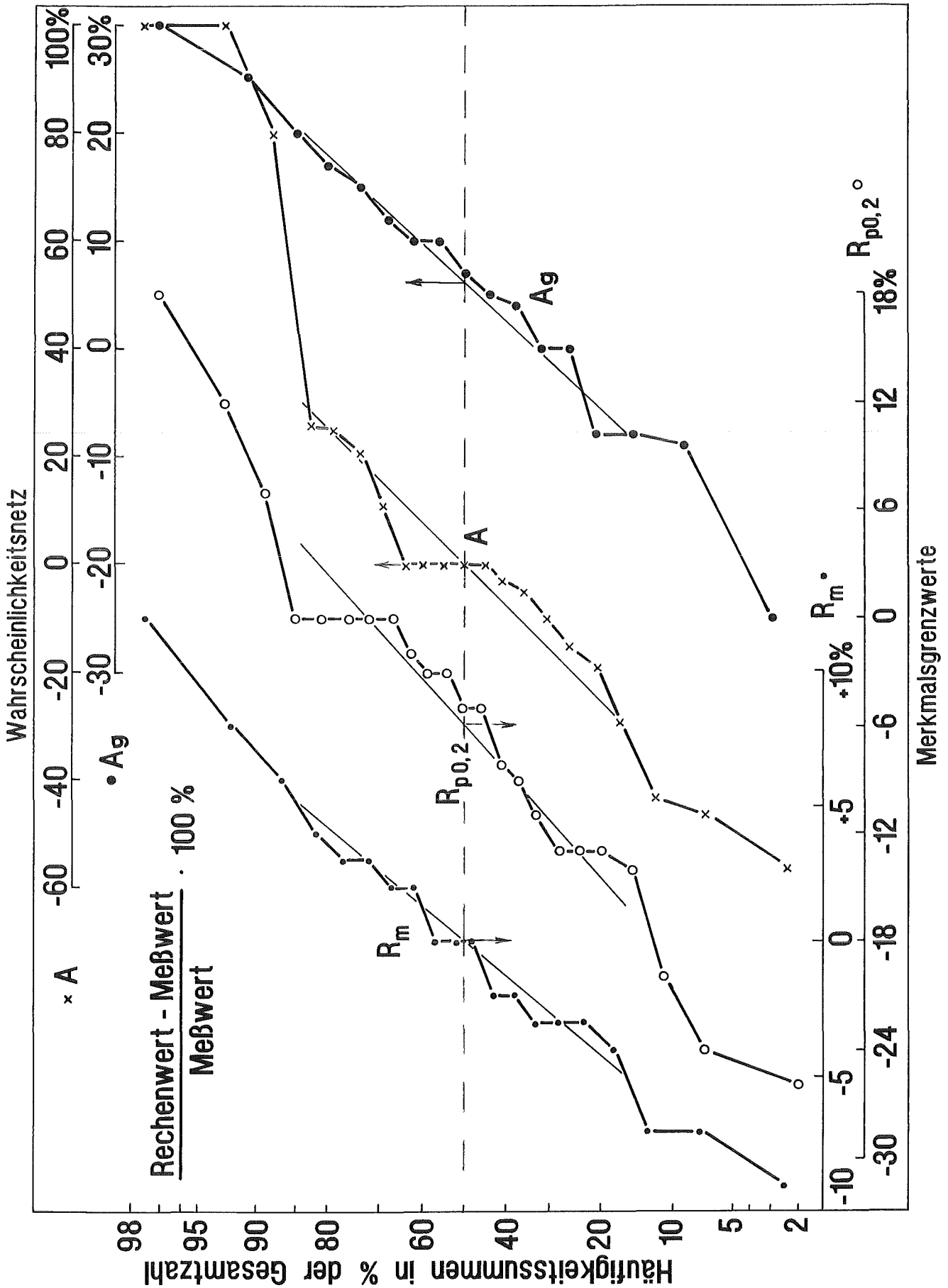


Bild 21: Häufigkeitsverteilungen der relativen Abweichungen der Berechnungen von den Meßwerten für den Probenzustand „korrodiert und bestrahlt“.

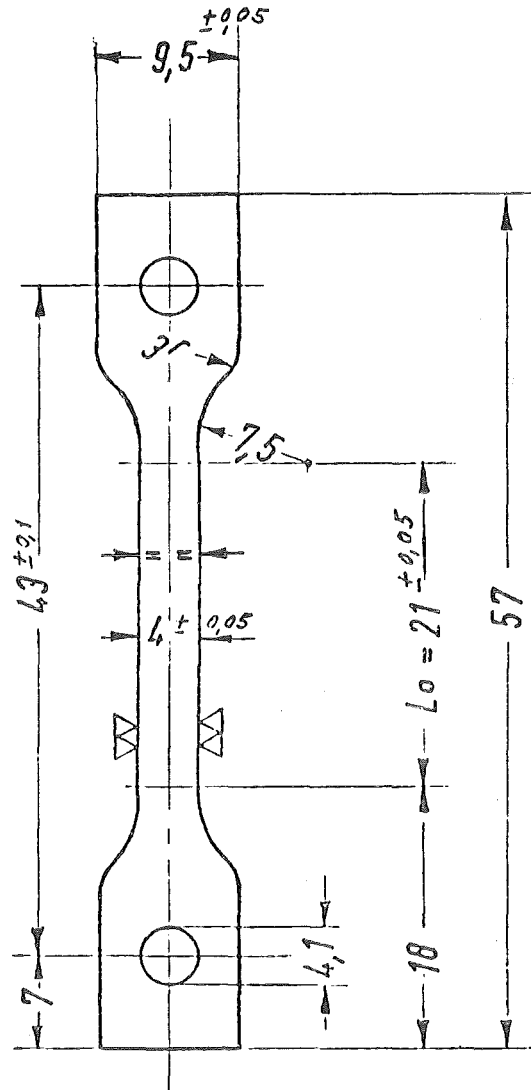


Bild 22: Probenform (Zeichnung Nr. IRE-2-07-4-3083a)