

KfK 2543
April 1978

**Das Zeitstand- und
Kriechverhalten von Rohren
aus dem Stahl
X10 NiCrMoTiB 15 15
(Werkst.Nr. 1.4970)
bei Belastung mit Innendruck**

L. Schäfer, F. Polifka, H. Kempe
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Kernforschungszentrum Karlsruhe

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

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE GMBH

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

KfK 2543

Das Zeitstand- und Kriechverhalten von Rohren aus dem Stahl
X10 NiCrMoTiB 15 15 (Werkst.Nr. 1.4970)
bei Belastung mit Innendruck

L. Schäfer, F. Polifka, H. Kempe



Zusammenfassung

An Rohren des Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15 (Werkstoff-Nr. 1.4970, Chg. 8-22075) mit zwei unterschiedlichen mechanisch-thermischen Behandlungen wurden Zeitstand- und Kriechversuche bei 600, 650, 700 und 750°C durchgeführt. Die Rohrproben mit der SNR-300, MK II-Abmessung wurden mit Innendruck belastet, und ihre Kriechaufweitung wurde kontinuierlich gemessen. Die Meßwerte wurden als Zeitdehnlinien, Zeitbruchlinien und Dehngrenzzlinien dargestellt. Ferner wurden mittlere und minimale Kriechgeschwindigkeiten errechnet, in Abhängigkeit von der Spannung dargestellt und analog zum Nortonschen Kriechgesetz beschrieben. Inter- und Extrapolationen der Zeitbruchfestigkeit und der Zeitdehngrenzen sind nach der Methode von Larson und Miller für den Temperaturbereich von 550 bis 800°C möglich. Die Hüllrohre in dem kaltverformten und dann ausgelagerten Zustand (= Referenzzustand SNR 300) waren den umgekehrt behandelten in der Festigkeit überlegen und in der Duktilität nahezu gleichwertig. Im Vergleich zu den früher untersuchten niobstabilisierten austenitischen Stählen sind die Zeitstand- und Kriechfestigkeit des Stahles 1.4970 überragend, und die Duktilität dieser Schmelze ist vergleichbar.

Die Untersuchungsergebnisse dienen als Vergleichsdaten für die Bestrahlungsprojekte Mol 2 und PRF-Bündel.

THE CREEP AND STRESS-RUPTURE BEHAVIOUR UNDER INTERNAL PRESSURE
OF TUBES MADE FROM AUSTENITIC STAINLESS STEEL X10 NiCrMoTiB 15 15
(MATERIAL NO. 1.4970, MELT 8-22075)

Abstract

Creep and stress-rupture tests have been performed at 600, 650, 700 and 750°C on tubes with two different thermal-mechanical treatments made from the austenitic stainless steel X10 NiCrMoTiB 15 15 (Material-No. 1.4970, Chg. 8-22075). The tubes with the SNR 300, MK II- dimensions were loaded by internal pressure, and the creep strain was measured continuously. The results are presented in form of creep curves, stress-time to rupture curves and curves for a creep limit. The average and minimum creep rates as a function of the applied stress have been evaluated and are described with a creep law analogous to Norton's creep law. An interpolation and extrapolation of the stress-rupture-strength and the creep strength are possible in the temperature range of 550 to 800°C using the Larson-Miller plot. The claddings in the cold-worked and then aged state (= reference treatment for SNR 300) are superior to those with the reverse treatment concerning the strength, and they are nearly equal concerning the ductility. Compared to early investigated niobium stabilised austenitic stainless steels the stress-rupture strength and the creep stability of the steel with the German steel number 1.4970 are better and the ductility of this heat is comparable. These results serve for comparison with the irradiation experiments Mol 2 and PFR-bundle.

I n h a l t

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial
3. Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung
4. Berechnung der Spannungen und Dehnungen
5. Probenform und Auswertungsverfahren
6. Versuchsergebnisse und Diskussion
7. Literaturübersicht und Nomenklatur
8. Tabellen, graphische Darstellungen und metallographische Schliffbilder

1. Einleitung

Die bisher untersuchten Brennstab-Hüllrohre für den ersten Kern (MK-I) des natriumgekühlten Schnellen Brütters SNR-300 haben einen Außendurchmesser von 6 mm. Infolge der erheblich angestiegenen Brennstab-Fabrikationskosten und der relativ niedrigen Plutonium-Preise ergibt sich für den zweiten Kern (MK-II) des SNR-300 ein optimales Hüllrohr mit einem Außendurchmesser von 7,6 mm [1], [2]. Das Brennelement für den MK-II-Kern mit 7,6 mm Brennstabdurchmesser ist in seiner Grundkonzeption auch gültig für den SNR-2 [3]. Daher wurde solches Hüllmaterial sowohl für eine Bündelbestrahlung im PFR vorgesehen als auch in Form von druckbeaufschlagten Rohrabschnitten im Reaktor (Mol-2-Experimente im BR-2) eingesetzt und in dieser Arbeit als unbestrahltes Vergleichsmaterial getestet. Das Hüllmaterial besteht gemäß der Empfehlung für die Hüllmaterialauswahl von 1974 [2], [4] aus dem titanstabilisierten und bordotierten austenitischen Stahl X10 NiCrMoTiB 15 15 mit der Werkstoff-Nr. 1.4970. Die mechanisch-thermische Vorbehandlung besteht in einer etwa 14%igen Kaltverformung und einer anschließenden Auslagerung (800°C). In dem Bestrahlungsexperiment Mol 2 und in dieser Arbeit wird zusätzlich zu dem genannten Referenzzustand B auch eine Variante mit der umgekehrten Reihenfolge der mechanisch-thermischen Behandlung, nämlich einer Auslagerung bei 800°C und einer darauffolgenden Kaltverformung von etwa 14%, untersucht. Dieser Zustand A ließ in früheren Bestrahlungsexperimenten (Mol 3B, DFR 397) eine höhere Duktilität erwarten.

Die Ergebnisse werden dargestellt in Zeitdehnlinien, Zeitbruchlinien, Dehngrenzlinien, Hauptkurven nach dem Zeit-Temperatur-Parameter von Larson und Miller für die Zeitstandfestigkeit und die Zeitdehngrenzen und als Abhängigkeit der minimalen und der mittleren tangentialen Kriechgeschwindigkeit von der Tangentialspannung.

2. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial sind nahtlose Präzisionsrohre mit einem Außendurchmesser von 7,6 mm.

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

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

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

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

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

Der Zustand B ist daraus entstanden, daß das lösungsgeglühte Material zunächst kaltverformt wird, um die Warmstreckgrenze anzuheben. Die anschließende Auslagerung bei 800^oC führt zu vielen Titankarbidausscheidungen im Korn, wodurch die Versetzungsbeweglichkeit stark vermindert wird. Der Zustand A zielt darauf ab, die Hochtemperaturversprödung nach Neutronenbestrahlung zu vermindern und eine gewisse Kornverformbarkeit zu erhalten. Daher wird das Material nach dem Lösungsglühen zunächst bei 800^oC ausgelagert, um eine möglichst dichte Korngrenzenbe-

legung mit semikohärenten $M_{23}(C,B)_6$ -Ausscheidungen zu erhalten, die das Wachstum der Heliumbläschen hemmen [6]. Anschließend wird die zu niedrige Warmstreckgrenze durch Kaltverformung erhöht.

3. Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung

Die Zeitstandanlage für Rohrrinnendruckversuche besteht aus einer Druckversorgungsanlage, den Zeitstandöfen mit Temperaturregelung und den Wegaufnehmern mit ^{Schreibern} zur Registrierung der Dehnung. In der Druckversorgungsanlage wird das Druckübertragungsmedium Argon in Kompressoren verdichtet und in Autoklaven gespeichert. Von dort wird jede Probe einzeln über eine Druckleitung versorgt und von je einem Manometer mit Widerstandsferngeber kontrolliert. Der Druck wird je nach der Güteklasse der Manometer auf 1 bis 4 atü genau gemessen und manuell geregelt.

Die Zeitstandöfen sind vertikal hängende Rohröfen mit je drei Heizwicklungen, die automatisch geregelt werden. Die Netzspannung wird mit Spannung-sreglern stabilisiert, und der Laborraum ist durch eine Klimaanlage temperiert, so daß die Proben-temperatur auf $\pm 2^{\circ}\text{C}$ konstant bleibt. Die Kriechaufweitung der mit Innendruck belasteten Rohrproben wird mit der in Abbildung 1 skizzierten Dehnungsmeßeinrichtung gemessen. Der Außendurchmesser der Probe wird von zwei gegenüberliegenden und radial zur Rohrprobe angeordneten induktiven Wegaufnehmern kontinuierlich gemessen und auf einem Schreiber registriert.

Die Kriechproben werden in den kalten Ofen eingebaut, etwa einen Tag bis auf Solltemperatur aufgeheizt und dann mit dem Prüfdruck belastet. Die Standzeit der Probe ist der Zeitraum zwischen der Belastung mit Druck und dem Beginn des Druckabfalles, der bei Gefügebrauchung langsam und beim Aufplatzen des Rohres plötzlich eintritt.

Die berichteten Versuche wurden an Normalatmosphäre durchgeführt.

4. Berechnung der Spannungen und Dehnungen

In einem Rohr, das unter Innendruckbelastung steht, werden Spannungen erzeugt, die in drei senkrecht aufeinanderstehenden Hauptspannungsrichtungen zusammengefaßt werden können. Die drei Hauptspannungsrichtungen liegen entsprechend der Rohrgeometrie in tangentialer, axialer und radialer Richtung. Die drei Hauptspannungen können aus dem Innendruck und den Rohrabmessungen für jeden Ort der Rohrwand berechnet werden [8]. Damit können gleiche Belastungsfälle bei unterschiedlichen Rohrabmessungen berechnet werden. Bei den hier vorliegenden relativ dünnwandigen Rohren genügt es allerdings, die mittleren Spannungen zu berechnen und die Ortsabhängigkeit zu vernachlässigen. Je dünnwandiger ein Rohr ist, desto geringer sind bei gleicher Materialbeanspruchung die Spannungsunterschiede in der Rohrwand. Daher sind die Spannungsumlagerungen beim plastischen Kriechen des Materials auch vernachlässigbar. Für jeden elastisch-plastischen Zustand haben die mittleren Hauptspannungen folgende Größe:

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

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

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

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

Für einen Vergleich der Belastungsfälle, hier der Zeitstandfestigkeit, aus Versuchen mit unterschiedlichem Spannungszustand, beispielsweise bei Zug- und Rohrrinnendruckbelastung, ist es notwendig, aus den drei genannten Hauptspannungen eine Vergleichsspannung σ_v zu berechnen. Diese gibt an, welche Spannung im einaxialen Zugversuch das gleiche Materialverhalten,

z.B. den Fließbeginn oder eine bestimmte Verformungsgeschwindigkeit, bewirkt wie beispielsweise in dem innendruckbelasteten Rohr, aus dessen Hauptspannungen sie berechnet wurde. Zur Berechnung der Vergleichsspannung muß eine Festigkeitshypothese ausgewählt werden, die dem Material, insbesondere seinem Bruchverhalten am besten entspricht. Nach den Beschreibungen von Wellinger und Dietmann [9], [10] sollte für den vorliegenden Werkstoff die Gestaltsänderungsenergiehypothese am geeignetsten sein, da sie für verformungsfähige Werkstoffe gilt, die durch das Auftreten unzulässig großer plastischer Deformationen versagen. Für andere stabilisierte und unstabilisierte austenitische Stähle ist dies nachgewiesen worden [11]. Daher wird angenommen, daß die Gestaltsänderungsenergiehypothese (von Mises yield criterion) auch hier anwendbar ist. Sie lautet in der Anwendung auf ein mit Innendruck belastetes Rohr:

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

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

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

Analog gilt für die Vergleichsdehnung

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

Die Bedingung für Volumenkonstanz $\epsilon_t + \epsilon_{ax} + \epsilon_r = 0$ und die Forderung, daß die drei Hauptscherdehnungen proportional zu den drei Hauptsch erspannungen sind [12]

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

axiale Kriechgeschwindigkeit bzw. Dehnung des Rohres, sofern es isotrope mechanische Eigenschaften hat, gleich Null ist, d.h. das Rohr wird beim Kriechen nicht länger.[13]

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

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

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

Aus technischen Gründen kann nur die Tangentialdehnung und diese auch nur an der Rohraußenwand gemessen werden. Für genauere Berechnungen der Vergleichsdehnung kann nach Soderberg [14] bei dünnwandigen Rohren die mittlere Tangentialdehnung $\epsilon_{t,m}$ aus der meßbaren äußeren $\epsilon_{t,a}$ berechnet werden.

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

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

5. Probenform und Auswertungsverfahren

Die Probenform ist in Abbildung 1 dargestellt. Die Rohrlänge ist durch Vergleichsuntersuchungen zu einem umfangreichen Bestrahlungsexperiment (Mol 2) mit 45 mm vorgegeben. Durch Vorversuche war aber festgestellt worden, daß bei Probenlängen ab 25 mm die gemessene Standzeit und die Bruchdehnung von der Probenlänge unabhängig sind [7]. Zur Bestimmung der Bruchdehnung wird an der abgekühlten Probe mit einer Mikrometerschraube an der Stelle der stärksten Ausbeulung der Außendurchmesser zweimal vermessen, wobei die Probe azimuthal um 90° gedreht wird. Die Dehnung wird als technische Tangentialdehnung der Rohraußenwand angegeben:

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

Manche Proben platzen am Ende der Standzeit an der Stelle mit der stärksten Ausbeulung auf, so daß die eigentliche Bruchdehnung nicht erfaßt werden kann. Diese Proben werden an beiden Enden des gewöhnlich in Längsrichtung liegenden Schadensrisses vermessen, wobei die größere der beiden Dehnungen als Bruchdehnung angegeben wird.

Zur Feststellung der Bruchart und des Gefügebildes wird in der Höhe der Rißmitte oder an der Stelle der größten Ausbuchtung ein Querschliff der Probe metallographisch untersucht.

6. Versuchsergebnisse und Diskussion

Die einzelnen Ergebnisse der Zeitstand- und Kriechversuche sind in den Tabellen 1 und 2 nach den Versuchsbedingungen geordnet zusammengestellt. Bei Versuchen, die mit "X" gekennzeichnet sind, ist der Kriechvorgang nicht aufgezeichnet worden.

Die unmittelbar gemessenen isothermen und quasiisobaren Kriechkurven sind in den Abbildungen 2 bis 9 dargestellt. Es handelt sich um normale Kriechkurven mit Primär- und Tertiärbereich, was aus der doppeltlogarithmischen Darstellung nicht ohne weiteres erkennbar ist. Die Belastungsdehnung ist in den dargestellten Durchmesserzunahmen nicht enthalten. Die Abbildungen 10 und 11 zeigen die Meßergebnisse in Form von isothermen und isoplasten (= gleiche plastische Verformung) Dehngrenzlinien. Ein Vergleich der beiden Materialzustände zeigt die Überlegenheit des Referenzzustandes (B) gegenüber dem Alternativzustand (A) bei 600 bis 700°C. Bei 750°C und Tangentialspannungen unter 70 MPa ist allerdings der Zustand A vorzuziehen. Das gleiche Bild ergibt sich beim Vergleich der minimalen Kriechgeschwindigkeiten in Bild 12 und 13 und der mittleren Kriechgeschwindigkeit bis zu ausgewählten Tangentialdehnungen in Bild 14 und 15.

Der Behandlungszustand A (800⁰ + 14% KV) ist nur überlegen bei Prüftemperaturen $T_p \geq 750^{\circ}\text{C}$ und Tangentialspannungen $\sigma_t < 70 \text{ MPa}$. Die mittlere und die minimale Kriechgeschwindigkeit werden folgendermaßen berechnet:

$$\bar{\dot{\epsilon}}_j [\%] = \frac{\epsilon_j}{t_j} \quad ; \quad \dot{\epsilon}_{\min} = \frac{\Delta \epsilon}{\Delta t}$$

In doppeltlogarithmischer Darstellung zeigen beide Kriechgeschwindigkeiten in weiten Bereichen eine lineare Abhängigkeit von der Spannung. Daher kann man sie analog zum Nortonschen Kriechgesetz [15] beschreiben:

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

Bei abgelenkten Geraden ist hier der Bereich mit den niedrigeren Spannungen ausgewertet worden, weil er dem Anwendungsfall eher entspricht. Die Kriechparameter sind in den Tabellen 3 und 4 aufgeführt. Man kann sie mit denen des Nortonschen Kriechgesetzes $\dot{\epsilon} = k_N \cdot \sigma^n$ vergleichen. Die n-Werte sind gleich und $k_N \approx k \cdot (\sqrt{2})^{n+1}$.

Die Abbildungen 16 und 17 zeigen die Zeitstandfestigkeit und die Bruchdehnung der Zustände A und B. Der Zustand B (Referenzzustand) hat bei allen Temperaturen die höhere Zeitstandfestigkeit. Dafür hat der Zustand A eine geringfügig bessere Duktilität. Am Verlauf der Zeitbruchlinien ist zu erkennen, daß der Werkstoff bei 750⁰C stark erholt, während das Gefüge bei 650⁰C in 1000 h noch stabil ist.

Die Bruchdehnung nimmt mit zunehmender Prüftemperatur zu. Für eine Abschätzung der Zeitstandfestigkeit und des Kriechverhaltens bei Temperaturen, die bis $\pm 50^{\circ}\text{C}$ von der Prüftemperatur abweichen und bei Spannungen, die den gesamten mit Meßpunkten belegten Bereich aller Prüftemperaturen überdecken, sind die Zeitstandfestigkeit^{en} und die Zeitdehngrenzen als Hauptkurven nach dem Zeit-Temperatur-Parameter von Larson und Miller [16] in den Abbildungen 18, und 19 dargestellt worden.

Dieses Extrapolationsverfahren wurde ausgewählt, weil es nach den Untersuchungen von Bungardt und Schmidt [17] noch am besten geeignet erscheint. In beiden Darstellungen wurde die gleiche Konstante $C = 25$ gewählt. Dadurch werden die Zustände A und B auch hier vergleichbar. Sie bestätigen im Prinzip, aber nicht ganz so differenziert wie in den vorhergehenden Einzeldarstellungen, daß der Zustand B die höhere Zeitstandfestigkeit und Kriechstabilität hat.

Die Aktivierungsenergie Q [Kcal, Mol⁻¹] der minimalen tangentialen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{\min,t}$ [h⁻¹] ist folgende:

Temperaturbereiche	Zustand A	Zustand B	
600 - 650°C	124	116	Q
650 - 700°C	134	120	[Kcal/Mol]
700 - 750°C	146	127	

Sie wurde berechnet nach dem Ansatz von Arrhenius und unter der Voraussetzung, daß für jeden Temperaturbereich der Faktor A konstant ist.

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp - Q/RT$$

Die Abbildungen 20 bis 24 zeigen metallographische Schliffbilder von der Bruchstelle verschiedener Proben und vom Ausgangsgefüge. Das Ausgangsgefüge ist gleichmäßig feinkörnig, was einen wesentlichen Unterschied zu der früher untersuchten Charge 8-29052 darstellt, wo das Gefüge nur an der Rohrinnen- und außenwand feinkörnig war [18]. Lichtmikroskopisch ist kein deutlicher Unterschied zwischen den Gefügen der beiden untersuchten Materialzustände A und B erkennbar.

Bezüglich der Bruchart gilt auch hier ganz allgemein, daß sie mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit und abnehmender

Temperatur vom interkristallinen über den gemischten zum transkristallinen Bruch tendiert. Daher findet man im Bruchbild mit zunehmender Temperatur immer größere interkristalline Anrisse an der Rohrrinnen- und außenwand. Lediglich die Rohrwandmitte reißt bei Temperaturen bis 700°C am Ende der Standzeit wegen der stark angestiegenen Tangentialspannung mit hoher Verformungsgeschwindigkeit in transkristalliner Art. Bei einer Prüftemperatur von 750°C ist die Korngrenzenfestigkeit gegenüber der Kornfestigkeit schon so gering, daß im gesamten Gefüge die senkrecht zur Hauptspannungsrichtung (Tangentialspannung) liegenden Korngrenzen aufreißen und eine erhebliche Gefügebrauchlockerung bewirken. Das bewirkt gleichzeitig einen Anstieg der Bruchdehnung.

Bei einem Vergleich der hier beschriebenen Schmelze Nr. 8-22075 mit einer früher untersuchten (8-29052) ergibt sich, daß die Zeitstandfestigkeit geringer geworden ist und dafür die Bruchdehnung zugenommen hat. Der Grund dafür könnte in der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung liegen. Die neue Schmelze hat etwas weniger Silizium und Bor und viel weniger Titan und Stickstoff. Möglicherweise sind aber auch die Abkühlgeschwindigkeiten nach der Lösungsglühung unterschiedlich, so daß die Borverteilung nicht gleich ist. Gemessen an den bisher untersuchten niobstabilisierten austenitischen Stählen 1.4961, 1.4981 und 1.4988 [18] ist die Zeitstandfestigkeit der Schmelze 8-22075 immer noch überragend und die Duktilität durchaus vergleichbar. Ähnlich fällt der Vergleich mit dem Stahl AISI 316, 20% KV, aus.

7. Literaturübersicht und Nomenklatur

- [1] Kummerer, K.: Probleme bei Schnellbrüter-Brennstäben mit größerem Durchmesser. (1973) unveröffentlicht
- [2] Kummerer, K.: I. Anforderungen und Randbedingungen für SNR-300-Brennelemente. In : Böhm, H., Dienst, W., Kummerer, K. (Hrsg.): Arbeiten zur Brennelement-Entwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KFK 1999 (1974), S. 1-25
- [3] Höchel, J.: Die SNR-Kerne -KNK-II, SNR-300 bis SNR-2. In: Karsten, G. (Hrsg.): Das Brennelement des Natrium-Brüters. KFK 2416 (1976), S. 12-18
- [4] Dietz, W., Bergmann, H.J., Ohly, W.: (Hrsg.) Hüllmaterialauswahl SNR. (1974) unveröffentlicht
- [5] Vollath, D., Jacobi, O.: XV. Qualitätskontrolle an Brennstoffen, Hüllrohren und Brennstäben. In: Böhm, H., Dienst, W., Kummerer, K. (Hrsg.): Arbeiten zur Brennelement-Entwicklung für den Schnellen Brutreaktor SNR-300. KFK 1999 (1974), S. 251-270
- [6] Anderko, K., Wassilew, C.: Betrachtungen zur Weiterentwicklung von Hüll- und Kernstrukturwerkstoffen für Schnelle Brüter. KFK 2369 (1976)
- [7] Polifka, F., Schäfer, L.: Einfluß der Probenlänge auf das Zeitstandverhalten von Hüllrohren bei Belastung durch Innendruck. (1970) unveröffentlicht
- [8] Lamé, G.: Lecons sur la Théorie Mathématique de L'Elasticité des Corps Solides. Paris: Bachelier 1852
- [9] Wellinger, K., Dietmann, H.: Festigkeitsberechnungen. Stuttgart: Alfred Kröner 1968
- [10] Dietmann, H.: Spannungszustand und Festigkeitsverhalten. MPA Stuttgart, Techn.-wiss. Bericht, Heft 68-04 (1968)
- [11] Cloß, K.D., Schäfer, L.: Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten von Hüllrohrproben mit und ohne Bestrahlung. In: Dalle Donne, M., Kummerer, K., Schroeter, K. (Hrsg.): Proceedings of an International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, Karlsruhe, September 28-30, 1970. Karlsruhe: Gesellschaft für Kernforschung mbH. 1970, S. 675-698
- [12] Soderberg, C.R.: The Interpretation of Creep Tests for Machine Design. Transactions of the ASME, 58 (1936) S. 733-
- [13] Finnie, I., Heller, W.R.: Creep of Engineering Materials. New York: McGraw-Hill 1959
- [14] Soderberg, C.R.: Interpretation of Creep Tests on Tubes. Transactions of the ASME, 63 (1941) S. 737-748

- [15] Norton, F.H.: The Creep of Steel at High Temperatures. McGraw-Hill Publ. Co. Ltd. 1929
- [16] Larson, F.R., Miller, J.: A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep-Stresses. Transactions of the ASME, 74 (1952) S. 765-
- [17] Bungardt, K., Schmidt, W.: DEW-Technische Berichte, Bd. 1, Nr. 3 (1961)
- [18] Polifka, F., Schäfer, L., Kempe, H.: Das Zeitstandverhalten von Rohren aus austenitischen Stählen und Nickelbasislegierungen bei Belastung durch Innendruck. KFK 1882 (1973)

Nomenklatur

Indizes

d - Durchmesser des Rohres
P - Druck
s - Wandstärke
 σ - Spannung
 ϵ - Dehnung
 $\dot{\epsilon}$ - Kriechgeschwindigkeit
LG - lösungsgeglüht
KV - kaltverformt
Chg. - Charge, Schmelze
 δ - Bruchdehnung
t - Zeit

o - Anfangsbedingungen, Nominalwerte
a - auf die Außenwand bezogen
i - " " Innen " "
m - " " Wandmitte "
a x - axial
t - tangential
r - radial
V - Vergleichs-
j - beliebige Zahl
N - Norton
B - Bruch

Tabelle 1: Zeitstandergebnisse des austenitischen Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15
(Werkstoff-Nr. 1.4970) Charge: 8-22075, Zustand A: LG+800°C +14% kv

600°C			650°C			700°C			750°C		
σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]
337	23	4,1	298	7	5,0	259	6	8,2 x	181	10	8,7
311	50	4,1	292	41	6,8 x	227	18	5,5 x	168	27	13,2
304	355	4,7	272	72	7,5	227	27	6,3 x	220	28	4,1
304	697	3,2 x	259	113	3,8	220	28	4,1	208	28	4,1
292	506	6,8	259	293	5,9 x	208	41	6,6 x	194	41	6,6 x
285	912	3,7	234	362	3,2	194	141	6,8	194	141	6,8
278	1578	1,8	234	270	4,1	194	100	6,3 x	188	177	8,4 x
			227	950	5,0 x	188	177	8,4 x	181	177	8,4 x
			227	1001	5,9 x	181	368	7,6	181	368	7,6
			227	1748	6,3	181	243	5,3 x	181	243	5,3 x
			220	1975	5,1	168	312	6,6	168	312	6,6
			214	3037	5,7	162	392	6,7 x	162	392	6,7 x
			208	2438	2,6 x	162	532	13,4 x	162	532	13,4 x
						155,5	1248	7,5	155,5	1248	7,5
						149	1096	9,5 x	149	1096	9,5 x
						149	1464	6,7 x	149	1464	6,7 x
									78	1208	11,1
									65	2050	5,4

Tabelle 2: Zeitstandergebnisse des austenitischen Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15
(Werkstoff-Nr. 1.4970) Charge: 8-22075, Zustand B: LG+14% kv+800°C

600°C			650°C			700°C			750°C		
σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]	σ_t [MPa]	t_B [h]	δ_t [%]
401	12	5,4	324	39	5,0	298	4	4,9 x	194	25	4,2
375	99	4,6	324	35	7,5 x	259	10	7,0 x	168	81	10,4
363	277	4,1	304	122	5,9	253	48	4,7	142,5	165	13,8
350	592	2,5	298	216	4,7	246	25	5,3 x	129,5	225	10,1
337	1757	2,9	292	192	5,7 x	240	75	6,8	116,5	469	9,2
337	1165	2,4 x	292	203	4,7 x	234	123	4,7 x	97	747	9,5
			285	201	3,7	227	256	9,5 x	97	819	8,2
			272	691	5,8	220	320	7,6	77,7	1668	8,4
			259	1049	2,6 x	220	208	4,3			
			259	1249	7,1 x	208	303	2,3			
			259	1643	4,3 x	194	420	9,5 x			
			253	1141	4,5	194	519	7,4 x			
						181	778	7,6			
						181	821	6,3 x			
						168	1356	6,6 x			
						162	1520	9,5			

Tabelle 3: Mittlere und minimale Kriechgeschwindigkeiten und Kriechparameter des austenitischen Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15 (W.-Nr. 1.4970)
Charge: 8-22075, Zustand A: LG + 800°C + 14% kv

σ_t [MPa]	$\dot{\epsilon}_{0,2\%}$	$\dot{\epsilon}_{0,5\%}$	$\dot{\epsilon}_{1\%}$	$\dot{\epsilon}_{\min}$	T [°C]
337	-	$9,87 \cdot 10^{-4}$	$6,58 \cdot 10^{-4}$	$4,08 \cdot 10^{-4}$	600
311	$1,90 \cdot 10^{-4}$	$1,79 \cdot 10^{-4}$	$1,79 \cdot 10^{-4}$	$7,63 \cdot 10^{-5}$	"
304	$6,58 \cdot 10^{-5}$	$4,15 \cdot 10^{-5}$	$3,85 \cdot 10^{-5}$	$3,29 \cdot 10^{-5}$	"
291	$7,89 \cdot 10^{-5}$	$4,93 \cdot 10^{-5}$	$3,95 \cdot 10^{-5}$	$3,11 \cdot 10^{-5}$	"
285	$4,39 \cdot 10^{-5}$	$1,64 \cdot 10^{-5}$	$1,29 \cdot 10^{-5}$	$9,65 \cdot 10^{-6}$	"
278	$3,43 \cdot 10^{-5}$	$1,20 \cdot 10^{-5}$	$8,97 \cdot 10^{-6}$	$6,74 \cdot 10^{-6}$	"
n	20	20	20	22	"
k	$4,51 \cdot 10^{-54}$	$1,58 \cdot 10^{-54}$	$1,18 \cdot 10^{-54}$	$1,15 \cdot 10^{-59}$	"
298	$1,58 \cdot 10^{-3}$	$1,23 \cdot 10^{-3}$	$1,23 \cdot 10^{-3}$	$9,87 \cdot 10^{-4}$	650
272	$3,16 \cdot 10^{-4}$	$1,79 \cdot 10^{-4}$	$1,49 \cdot 10^{-4}$	$1,28 \cdot 10^{-4}$	"
259	$4,38 \cdot 10^{-4}$	$1,88 \cdot 10^{-4}$	$1,21 \cdot 10^{-4}$	$8,77 \cdot 10^{-5}$	"
233	$3,76 \cdot 10^{-4}$	$1,41 \cdot 10^{-4}$	$7,18 \cdot 10^{-5}$	$4,27 \cdot 10^{-5}$	"
233	$1,86 \cdot 10^{-4}$	$5,64 \cdot 10^{-5}$	$4,16 \cdot 10^{-5}$	$3,16 \cdot 10^{-5}$	"
227	$2,63 \cdot 10^{-4}$	$6,92 \cdot 10^{-5}$	$2,19 \cdot 10^{-5}$	$1,15 \cdot 10^{-5}$	"
220	$8,71 \cdot 10^{-5}$	$2,07 \cdot 10^{-5}$	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$6,58 \cdot 10^{-6}$	"
214	$7,89 \cdot 10^{-5}$	$1,79 \cdot 10^{-5}$	$9,29 \cdot 10^{-6}$	$6,58 \cdot 10^{-6}$	"
n	8,9	11,5	13,0	13,6	"
k	$1,43 \cdot 10^{-25}$	$2,83 \cdot 10^{-32}$	$4,70 \cdot 10^{-36}$	$1,33 \cdot 10^{-37}$	"
220	$3,51 \cdot 10^{-4}$	$3,76 \cdot 10^{-4}$	$4,38 \cdot 10^{-4}$	$3,51 \cdot 10^{-4}$	700
194	$2,72 \cdot 10^{-4}$	$2,13 \cdot 10^{-4}$	$1,75 \cdot 10^{-4}$	$1,45 \cdot 10^{-5}$	"
181	$1,92 \cdot 10^{-4}$	$1,27 \cdot 10^{-4}$	$7,52 \cdot 10^{-5}$	$5,04 \cdot 10^{-5}$	"
168	$1,58 \cdot 10^{-4}$	$9,57 \cdot 10^{-5}$	$6,86 \cdot 10^{-5}$	$5,04 \cdot 10^{-5}$	"
155	$5,09 \cdot 10^{-5}$	$1,68 \cdot 10^{-5}$	$1,27 \cdot 10^{-5}$	$9,54 \cdot 10^{-6}$	"
n	5,7	7,5	8,0	10	"
k	$2,60 \cdot 10^{-17}$	$1,48 \cdot 10^{-21}$	$6,53 \cdot 10^{-23}$	$1,33 \cdot 10^{-27}$	"

Fortsetzung Tab. 3:

Mittlere und minimale Kriechgeschwindigkeiten und Kriechparameter des austenitischen Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15 (W.-Nr. 1.4970), Chg.: 8-22075 Zustand A: LG + 800°C + 14% kv

σ_t [MPa]	$\dot{\epsilon}$ 0,2%	$\dot{\epsilon}$ 0,5%	$\dot{\epsilon}$ 1%	$\dot{\epsilon}$ min	T [°C]
181	$1,85 \cdot 10^{-3}$	$1,58 \cdot 10^{-3}$	$1,58 \cdot 10^{-3}$	$1,28 \cdot 10^{-3}$	750
168	$1,05 \cdot 10^{-3}$	$7,45 \cdot 10^{-4}$	$7,45 \cdot 10^{-4}$	$6,58 \cdot 10^{-4}$	"
155	$8,77 \cdot 10^{-4}$	$6,59 \cdot 10^{-4}$	$4,93 \cdot 10^{-4}$	$3,70 \cdot 10^{-4}$	"
142,5	$3,95 \cdot 10^{-4}$	$3,29 \cdot 10^{-4}$	$2,98 \cdot 10^{-4}$	$2,60 \cdot 10^{-4}$	"
142,5	$3,59 \cdot 10^{-4}$	$2,92 \cdot 10^{-4}$	$2,72 \cdot 10^{-4}$	$2,66 \cdot 10^{-4}$	"
129,5	$2,39 \cdot 10^{-4}$	$1,58 \cdot 10^{-4}$	$1,13 \cdot 10^{-4}$	$8,22 \cdot 10^{-5}$	"
116,5	$1,86 \cdot 10^{-4}$	$9,40 \cdot 10^{-5}$	$7,52 \cdot 10^{-5}$	$6,14 \cdot 10^{-5}$	"
110	$1,97 \cdot 10^{-4}$	$1,01 \cdot 10^{-4}$	$6,07 \cdot 10^{-5}$	$4,22 \cdot 10^{-5}$	"
104	$9,29 \cdot 10^{-5}$	$4,93 \cdot 10^{-5}$	$3,95 \cdot 10^{-5}$	$3,34 \cdot 10^{-5}$	"
97	$1,58 \cdot 10^{-4}$	$7,89 \cdot 10^{-5}$	$4,64 \cdot 10^{-5}$	$3,11 \cdot 10^{-5}$	"
91	$6,07 \cdot 10^{-5}$	$4,15 \cdot 10^{-5}$	$3,43 \cdot 10^{-5}$	$1,48 \cdot 10^{-5}$	"
91	$5,26 \cdot 10^{-5}$	$3,16 \cdot 10^{-5}$	$2,13 \cdot 10^{-5}$	$1,86 \cdot 10^{-5}$	"
91	$3,16 \cdot 10^{-5}$	$2,39 \cdot 10^{-5}$	$2,32 \cdot 10^{-5}$	$2,40 \cdot 10^{-5}$	"
78	$2,10 \cdot 10^{-5}$	$1,46 \cdot 10^{-5}$	$1,44 \cdot 10^{-5}$	$1,18 \cdot 10^{-5}$	"
65	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$6,07 \cdot 10^{-6}$	$5,84 \cdot 10^{-6}$	$4,14 \cdot 10^{-6}$	"
n	4,2	4,3	4,3	4,3	"
k	$3,16 \cdot 10^{-13}$	$1,28 \cdot 10^{-13}$	$9,18 \cdot 10^{-14}$	$6,68 \cdot 10^{-14}$	"

Tabelle 4: Mittlere und minimale Kriechgeschwindigkeiten und Kriechparameter des austenitischen Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15 (W.-Nr. 1.4970)
Charge: 8-22075; Zustand B: LG + 14% kv + 800°C

σ_t [MPa]	$\bar{\epsilon}_{0,2\%}$	$\bar{\epsilon}_{0,5\%}$	$\bar{\epsilon}_{1,0\%}$	$\dot{\epsilon}_{\min}$	T [°C]
401	-	$1,41 \cdot 10^{-3}$	$1,32 \cdot 10^{-3}$	$1,05 \cdot 10^{-3}$	600
375	$1,32 \cdot 10^{-4}$	$1,13 \cdot 10^{-4}$	$1,13 \cdot 10^{-4}$	$8,33 \cdot 10^{-5}$	"
363	$9,29 \cdot 10^{-5}$	$6,47 \cdot 10^{-5}$	$5,63 \cdot 10^{-5}$	$4,93 \cdot 10^{-5}$	"
350	$3,58 \cdot 10^{-5}$	$1,53 \cdot 10^{-5}$	$1,33 \cdot 10^{-5}$	$1,01 \cdot 10^{-5}$	"
337	$1,44 \cdot 10^{-5}$	$8,40 \cdot 10^{-6}$	$6,58 \cdot 10^{-6}$	$6,36 \cdot 10^{-6}$	"
n	27	27	27	27	"
k	$8,17 \cdot 10^{-74}$	$4,76 \cdot 10^{-74}$	$3,73 \cdot 10^{-74}$	$3,61 \cdot 10^{-74}$	"
324	-	$3,59 \cdot 10^{-4}$	$2,77 \cdot 10^{-4}$	$1,74 \cdot 10^{-4}$	650
304	$3,76 \cdot 10^{-4}$	$1,29 \cdot 10^{-4}$	$1,08 \cdot 10^{-4}$	$8,95 \cdot 10^{-5}$	"
298	$2,72 \cdot 10^{-4}$	$8,97 \cdot 10^{-5}$	$5,85 \cdot 10^{-5}$	$4,53 \cdot 10^{-5}$	"
285	$1,05 \cdot 10^{-4}$	$5,64 \cdot 10^{-5}$	$5,26 \cdot 10^{-5}$	$4,06 \cdot 10^{-5}$	"
272	$7,89 \cdot 10^{-5}$	$4,39 \cdot 10^{-5}$	$3,16 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-5}$	"
253	$5,26 \cdot 10^{-5}$	$2,47 \cdot 10^{-5}$	$1,75 \cdot 10^{-5}$	$1,35 \cdot 10^{-5}$	"
n	6,5	6,7	7,5	10,3	"
k	$1,26 \cdot 20^{-20}$	$1,96 \cdot 10^{-21}$	$1,66 \cdot 10^{-23}$	$2,33 \cdot 10^{-33}$	"
252	$6,32 \cdot 10^{-4}$	$3,95 \cdot 10^{-4}$	$2,82 \cdot 10^{-4}$	$1,73 \cdot 10^{-4}$	700
240	$2,63 \cdot 10^{-4}$	$1,97 \cdot 10^{-4}$	$1,88 \cdot 10^{-4}$	$1,49 \cdot 10^{-4}$	"
220	$8,77 \cdot 10^{-5}$	$4,16 \cdot 10^{-5}$	$3,95 \cdot 10^{-5}$	$3,07 \cdot 10^{-5}$	"
208	$1,05 \cdot 10^{-4}$	$7,05 \cdot 10^{-5}$	$6,07 \cdot 10^{-5}$	$5,26 \cdot 10^{-5}$	"
181	$3,16 \cdot 10^{-5}$	$1,36 \cdot 10^{-5}$	$1,27 \cdot 10^{-5}$	$9,73 \cdot 10^{-6}$	"
162	$2,26 \cdot 10^{-5}$	$7,31 \cdot 10^{-6}$	$7,31 \cdot 10^{-6}$	$4,55 \cdot 10^{-6}$	"
n	4,6	5,7	5,7	6,4	"
k	$1,55 \cdot 10^{-15}$	$1,86 \cdot 10^{-18}$	$1,86 \cdot 10^{-18}$	$3,29 \cdot 10^{-20}$	"

Fortsetzung Tabelle 4:

σ_t [MPa]	$\bar{\epsilon}$ 0,2%	$\bar{\epsilon}$ 0,5%	$\bar{\epsilon}$ 0,1%	$\dot{\epsilon}$ min	T [°C]
194	$5,74 \cdot 10^{-4}$	$4,15 \cdot 10^{-4}$	$4,14 \cdot 10^{-4}$	$3,30 \cdot 10^{-4}$	750
168	$1,97 \cdot 10^{-4}$	$1,75 \cdot 10^{-4}$	$1,75 \cdot 10^{-4}$	$1,46 \cdot 10^{-4}$	"
142,5	$1,21 \cdot 10^{-4}$	$7,59 \cdot 10^{-5}$	$7,18 \cdot 10^{-5}$	$5,92 \cdot 10^{-5}$	"
129,5	$6,07 \cdot 10^{-5}$	$5,64 \cdot 10^{-5}$	$5,26 \cdot 10^{-5}$	$4,34 \cdot 10^{-5}$	"
116,5	$4,78 \cdot 10^{-5}$	$3,59 \cdot 10^{-5}$	$3,59 \cdot 10^{-5}$	$3,03 \cdot 10^{-5}$	"
97	$6,32 \cdot 10^{-5}$	$3,04 \cdot 10^{-5}$	$2,47 \cdot 10^{-5}$	$1,97 \cdot 10^{-5}$	"
97	$3,29 \cdot 10^{-5}$	$2,32 \cdot 10^{-5}$	$2,25 \cdot 10^{-5}$	$1,87 \cdot 10^{-5}$	"
78	$1,46 \cdot 10^{-5}$	$1,13 \cdot 10^{-5}$	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$9,63 \cdot 10^{-6}$	"
n	3,0	3,0	3,0	3,0	"
k	$3,08 \cdot 10^{-11}$	$2,38 \cdot 10^{-11}$	$2,21 \cdot 10^{-11}$	$2,03 \cdot 10^{-11}$	"

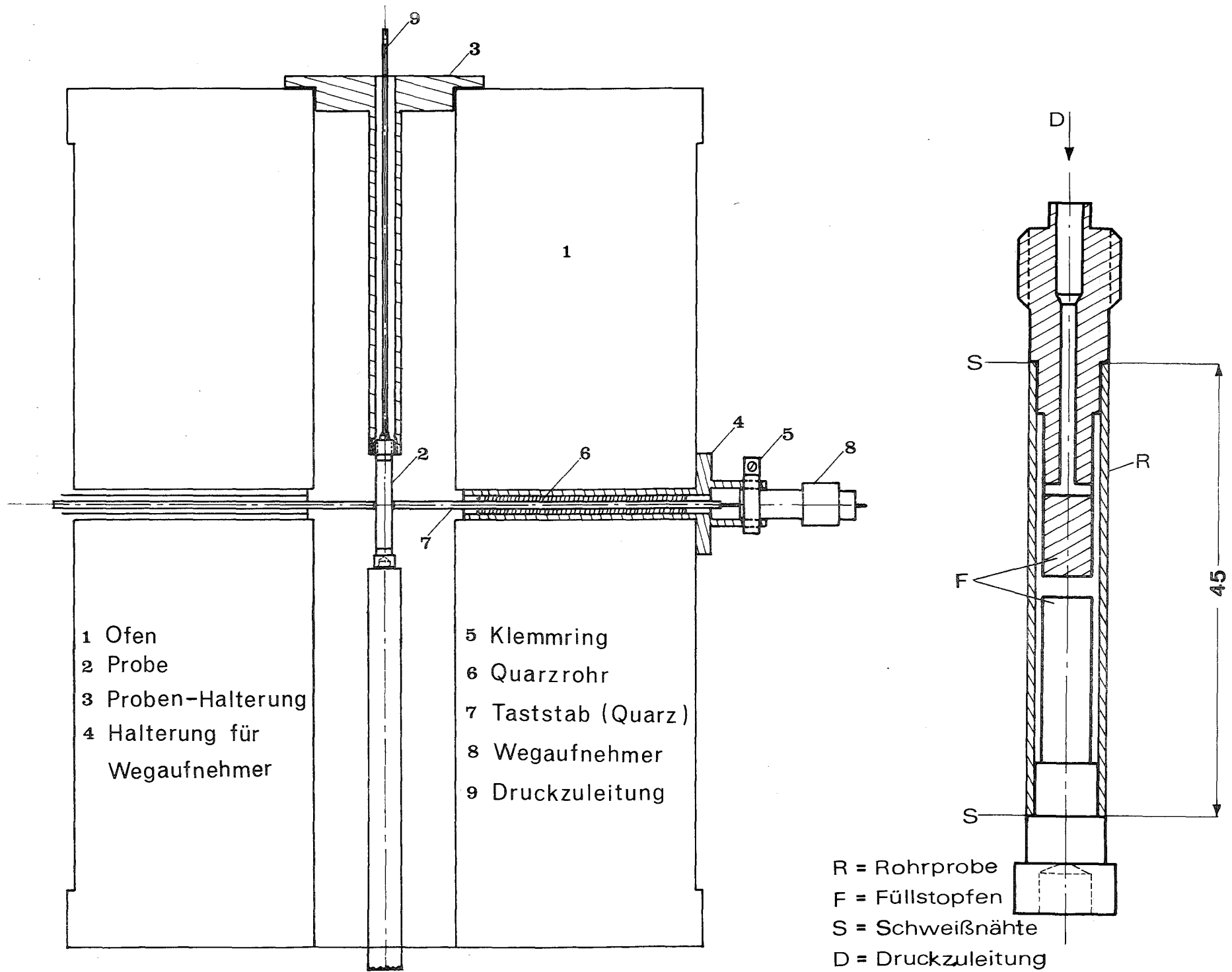


Abb. 1: Dehnungsmeßeinrichtung und Probenform für Zeitstand- und Kriechversuche

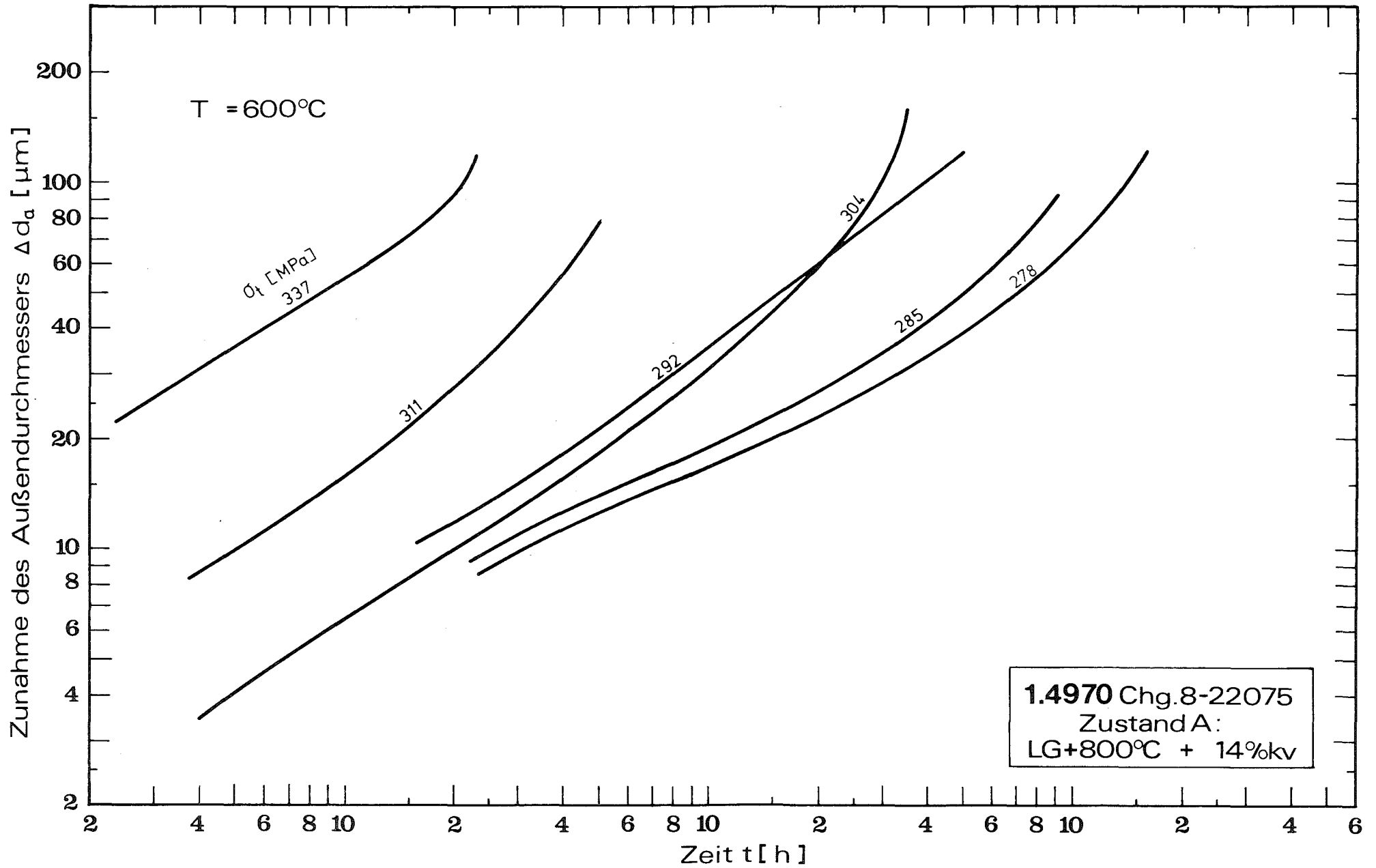


Abb. 2: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 600°C (Chg. 8-22075, LG+800°C + 14% KV)

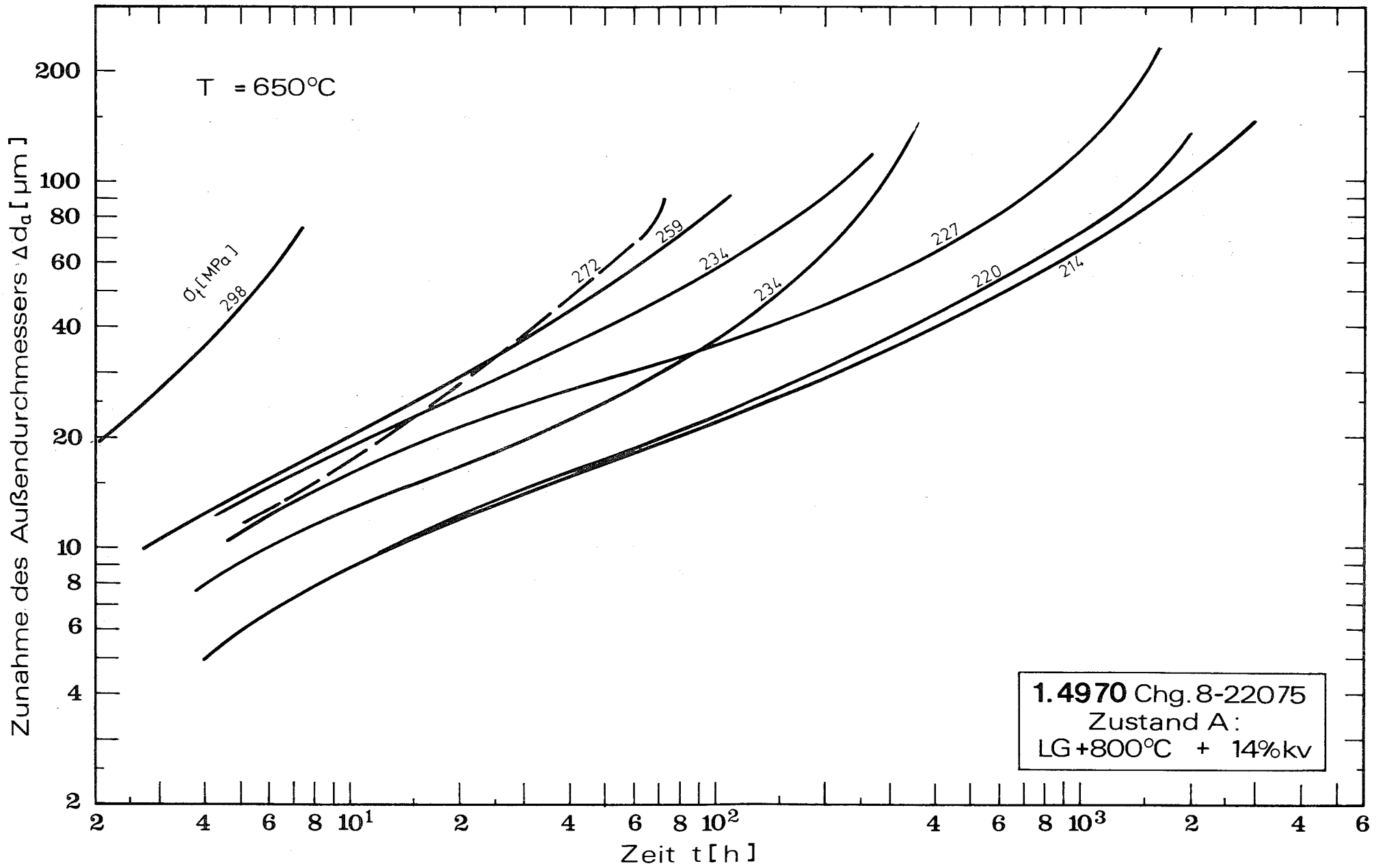


Abb. 3: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 650°C (Chg. 8-22075, LG+800°C + 14% KV)

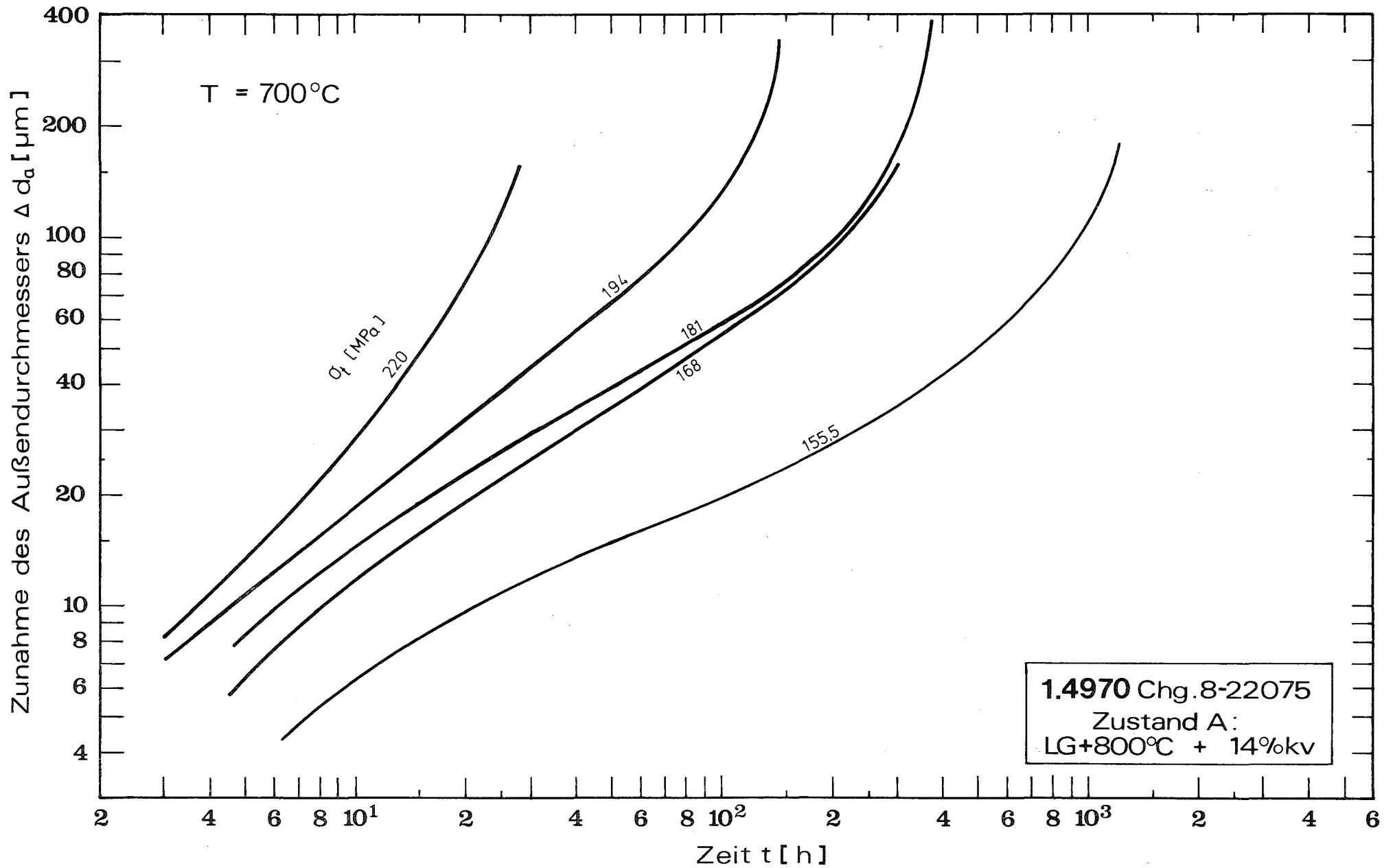


Abb. 4: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 700°C (Chg. 8-22075, LG + 800°C, + 14% KV)

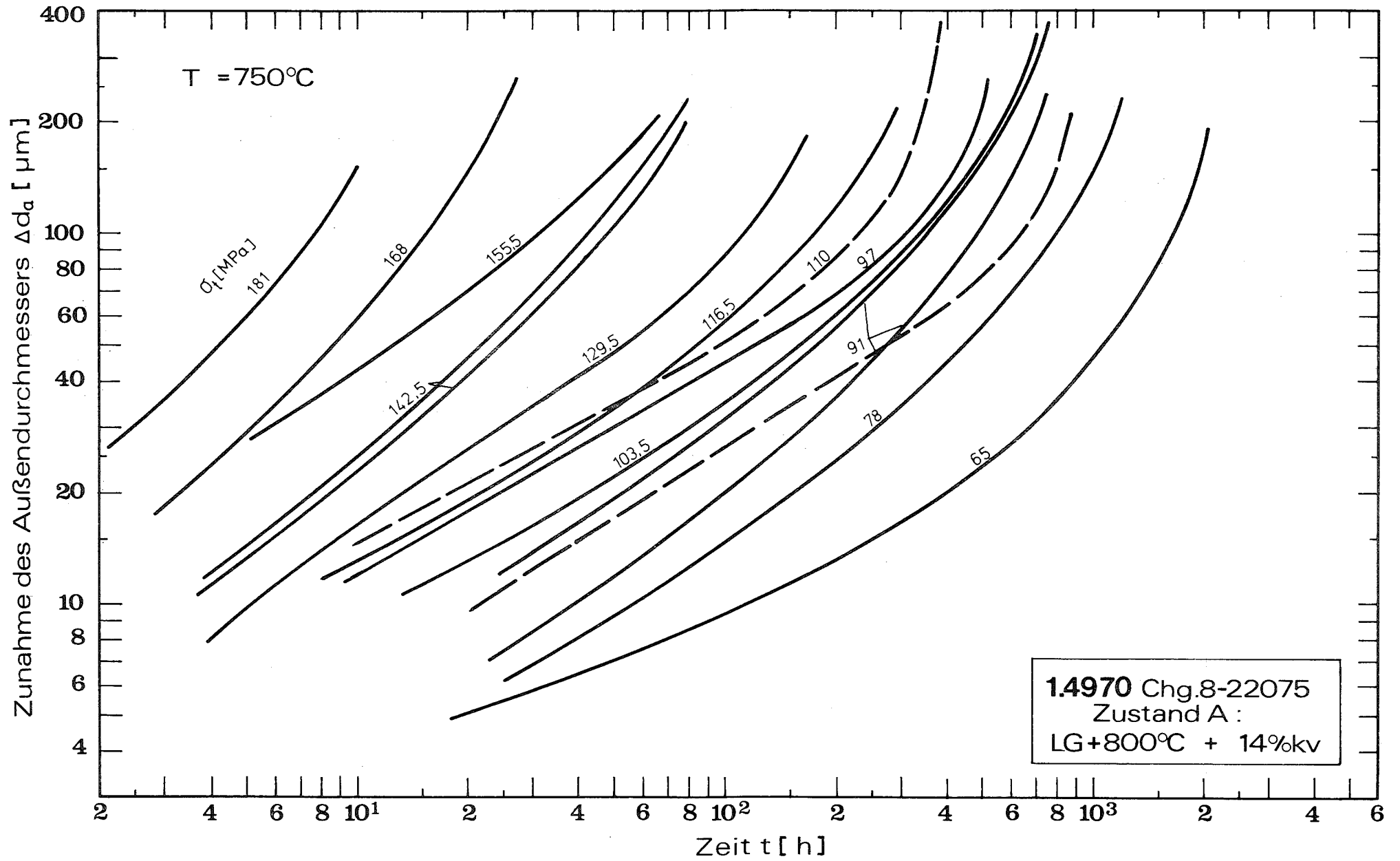


Abb. 5: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 750°C (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV)

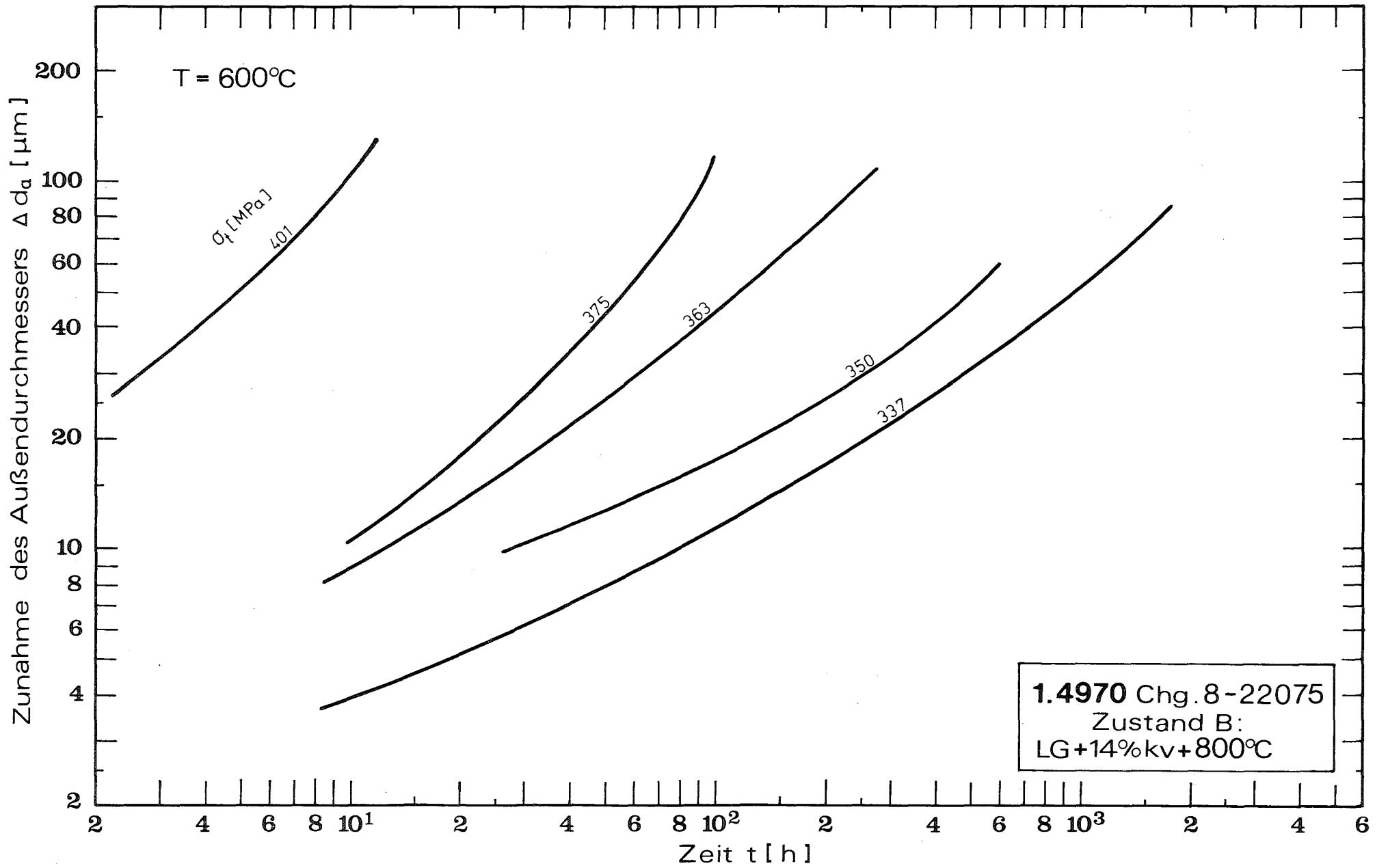


Abb. 6: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 600°C (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

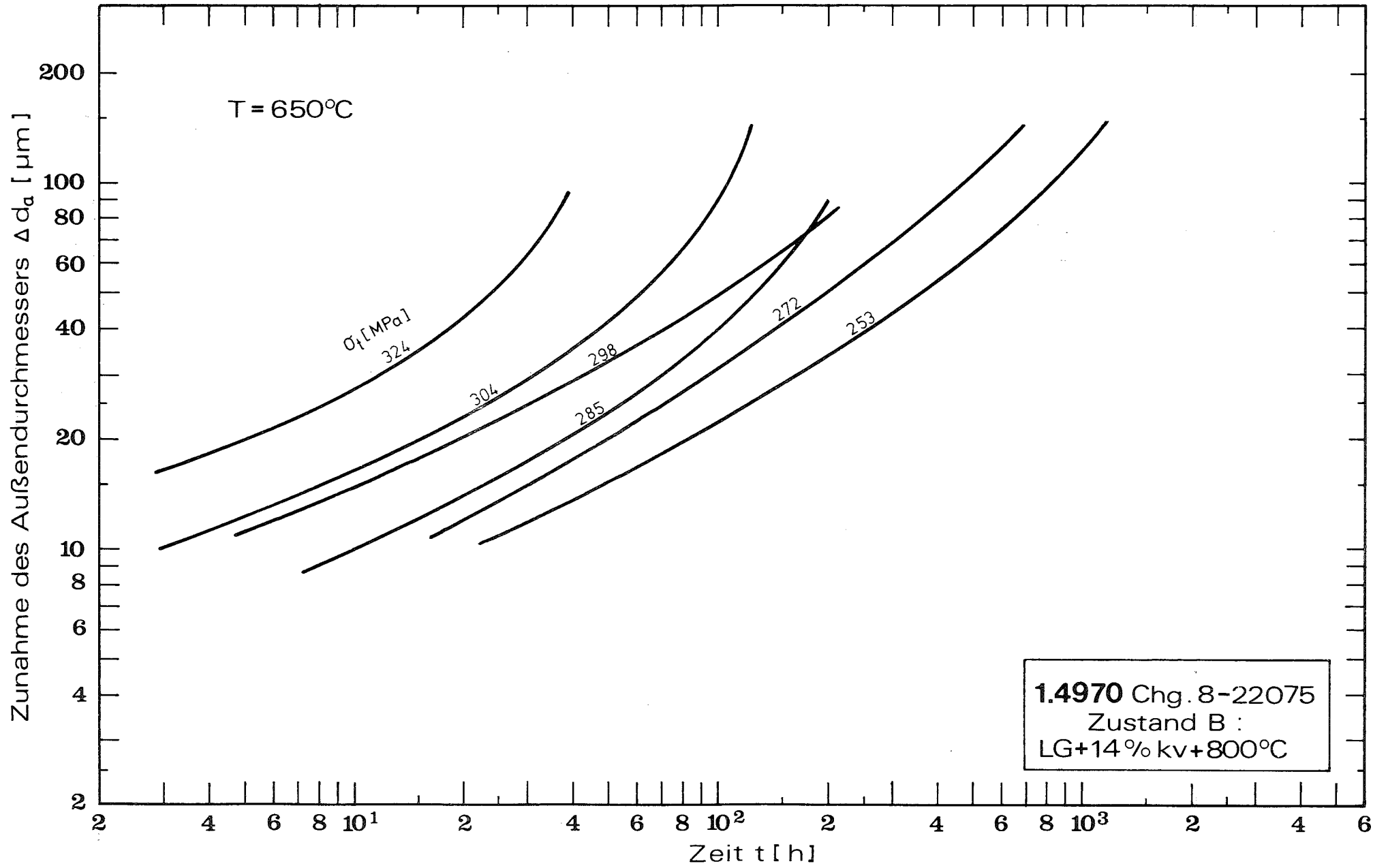


Abb. 7: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 650°C (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

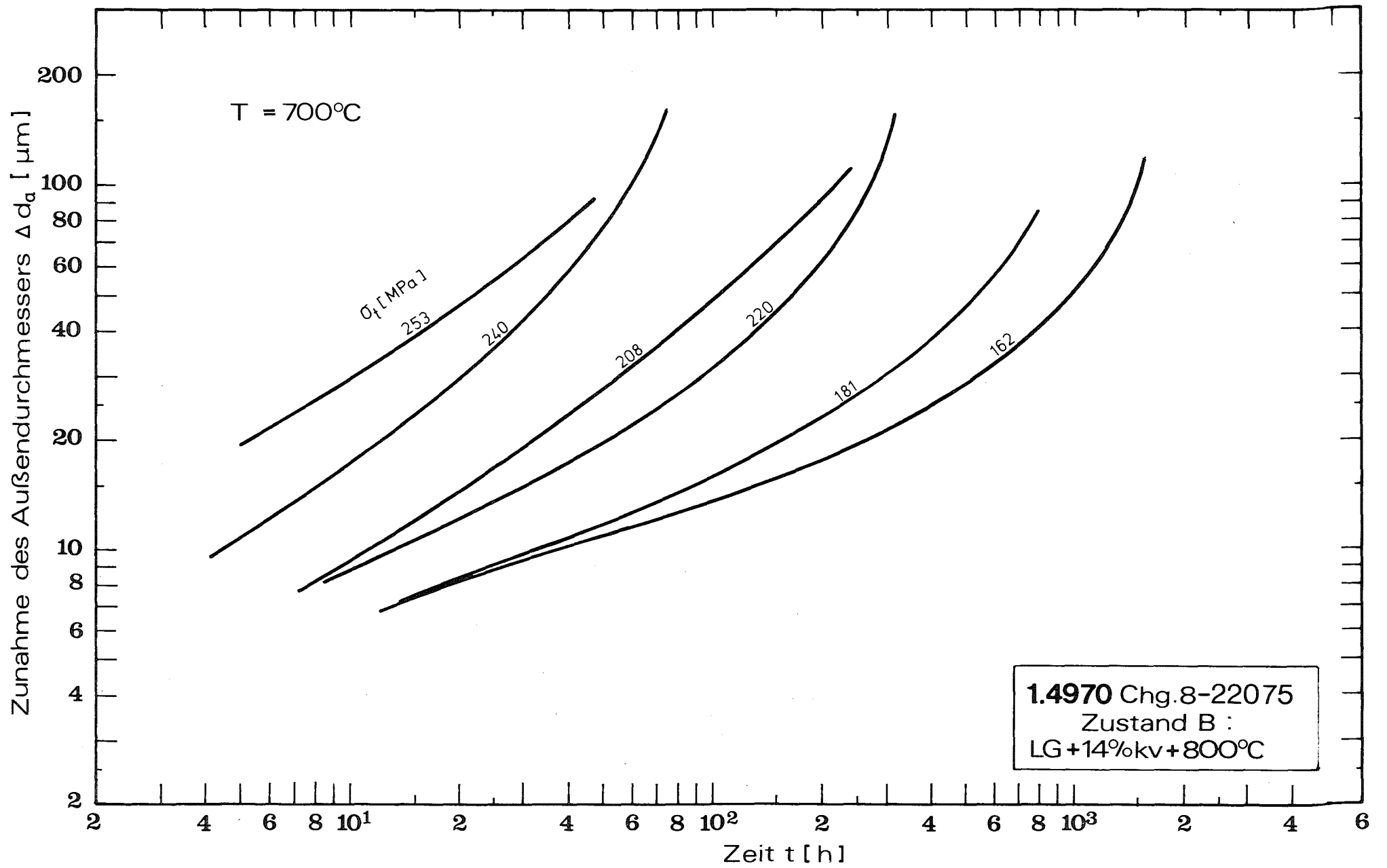


Abb. 8: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 700°C (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

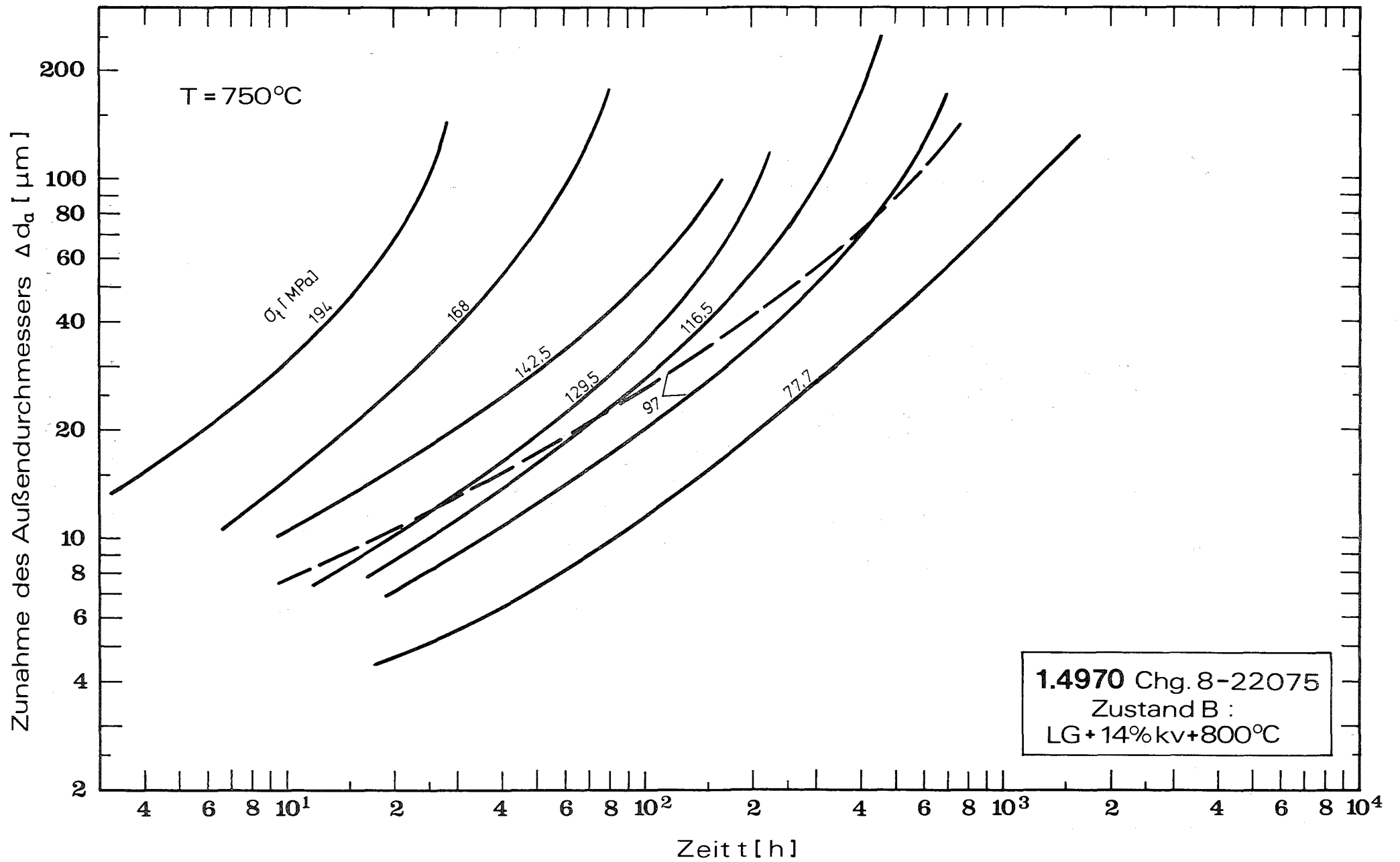


Abb. 9: Kriechkurven des Stahles 1.4970 bei 750°C (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

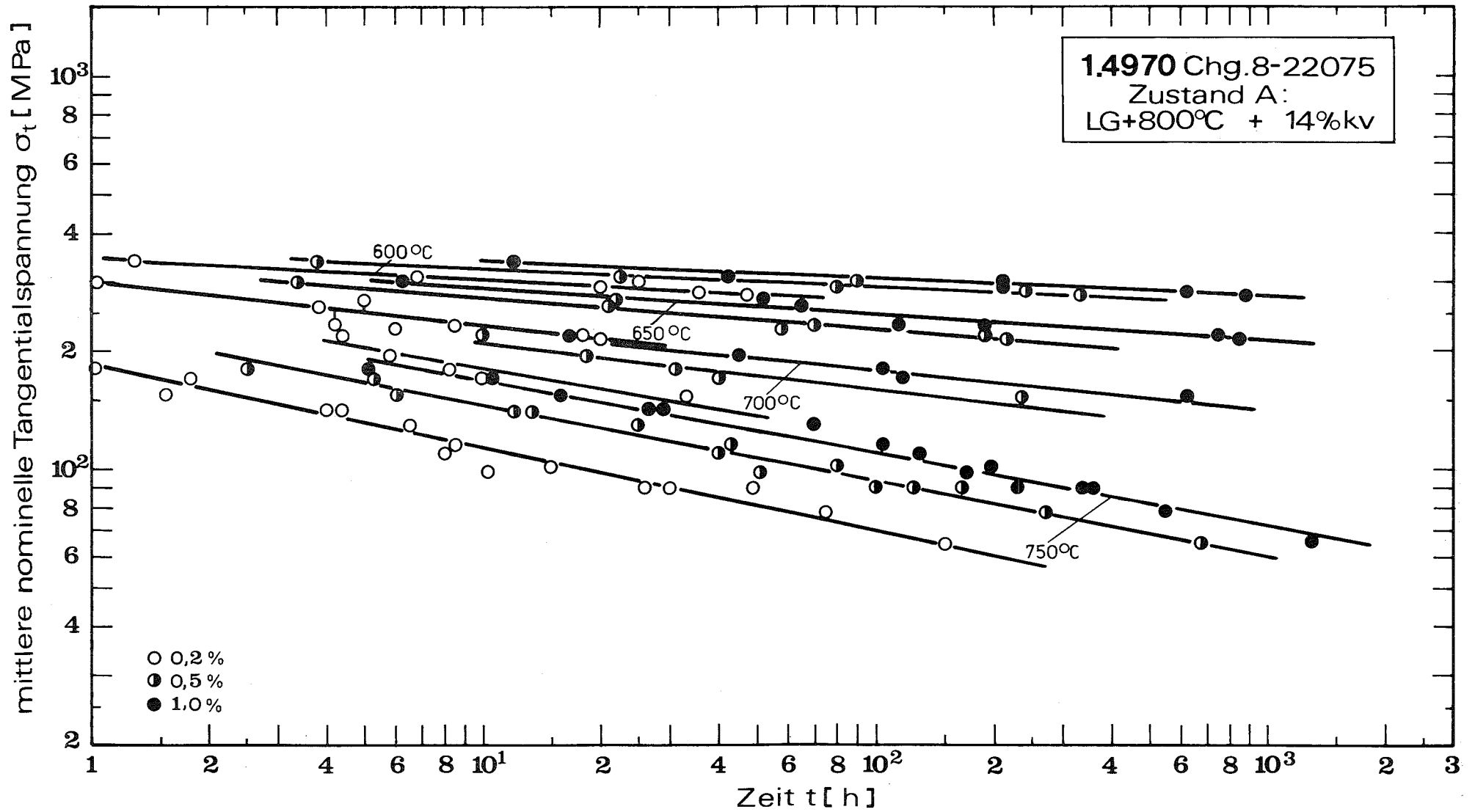


Abb. 10: Dehngrenzzlinien des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV)

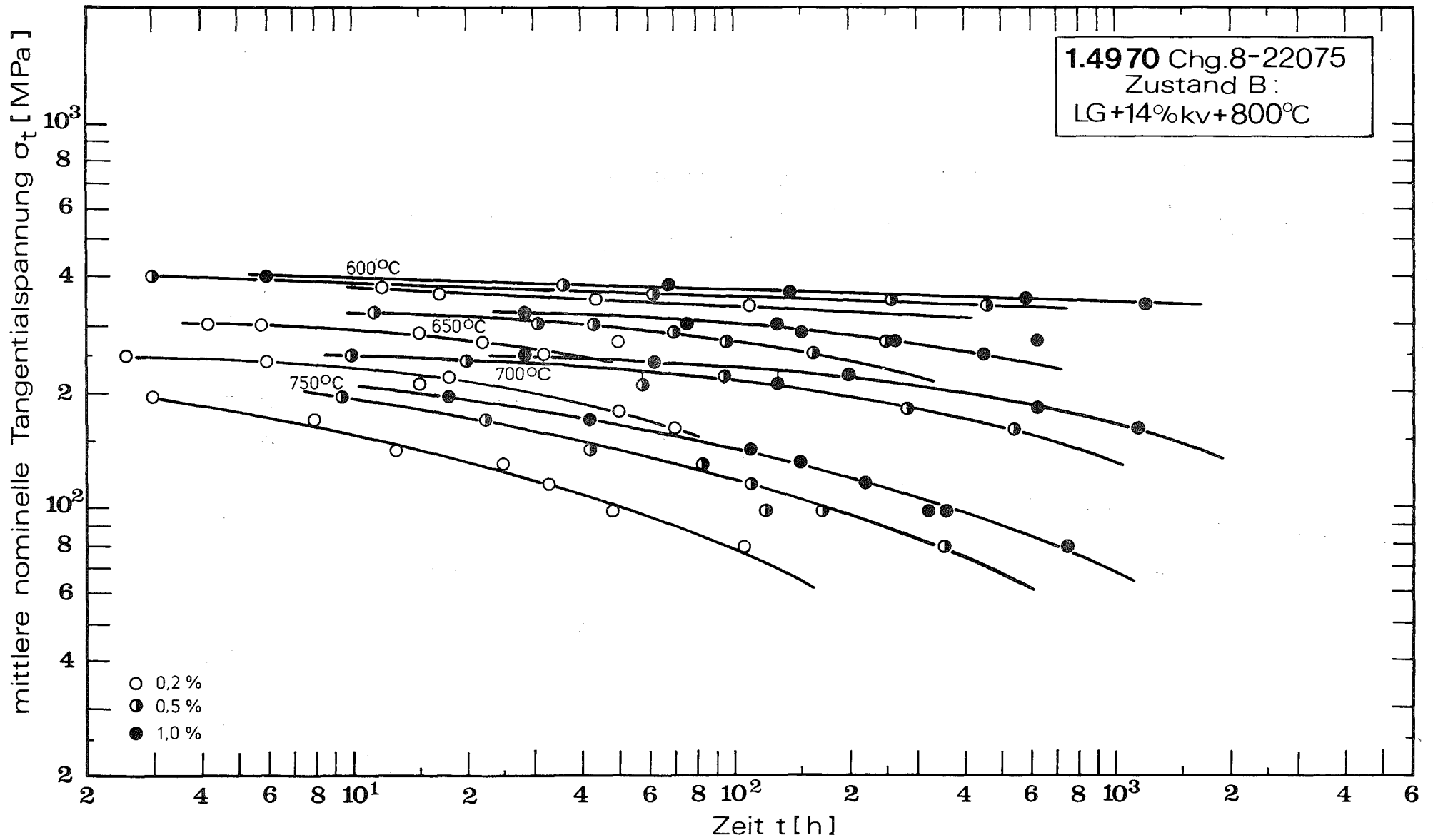


Abb. 11: Dehngrenzzlinien des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C.)

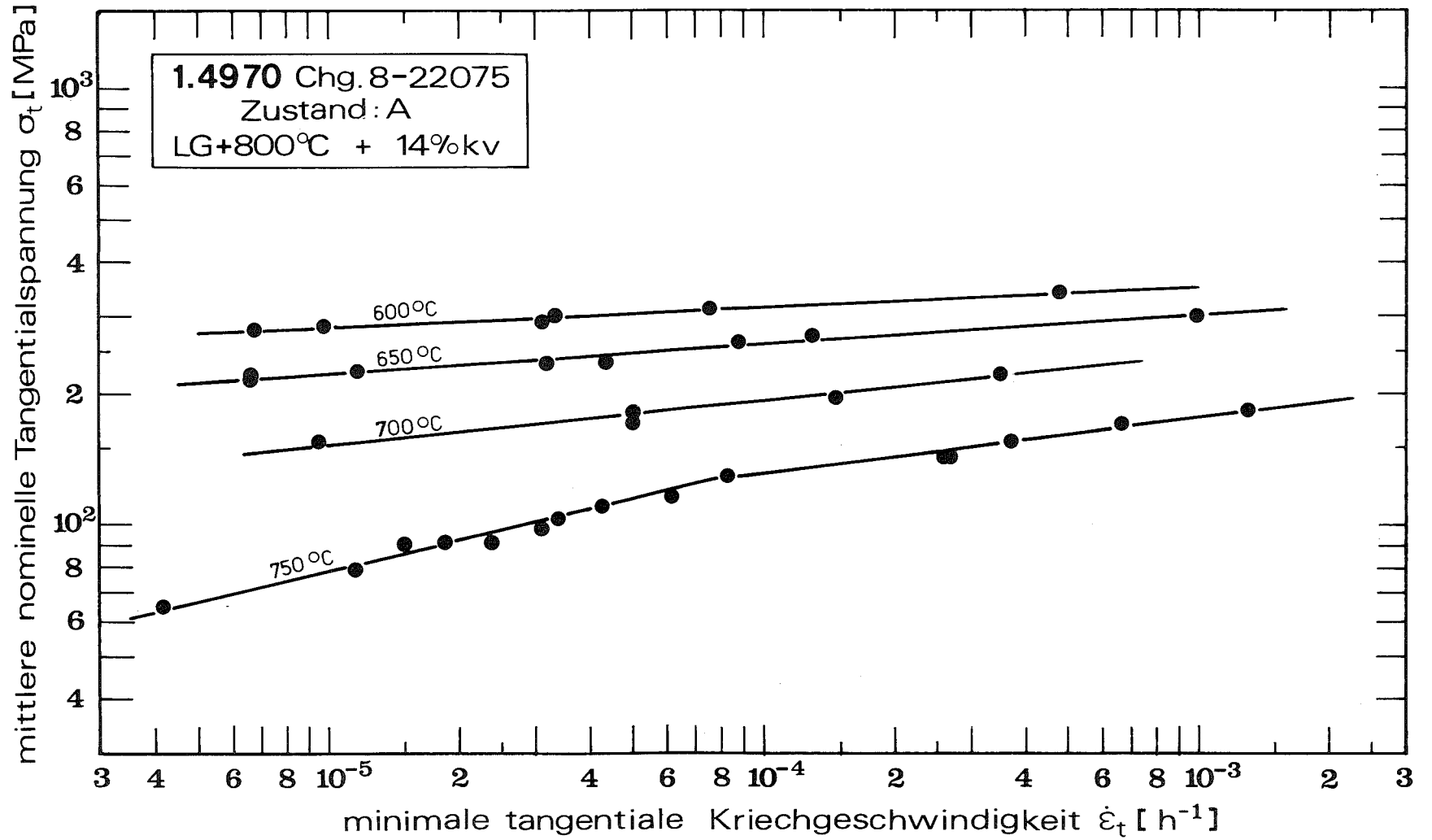


Abb. 12: Abhängigkeit der minimalen tangentialen Kriechgeschwindigkeit von der nominellen Tangentialspannung beim Stahl 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV)

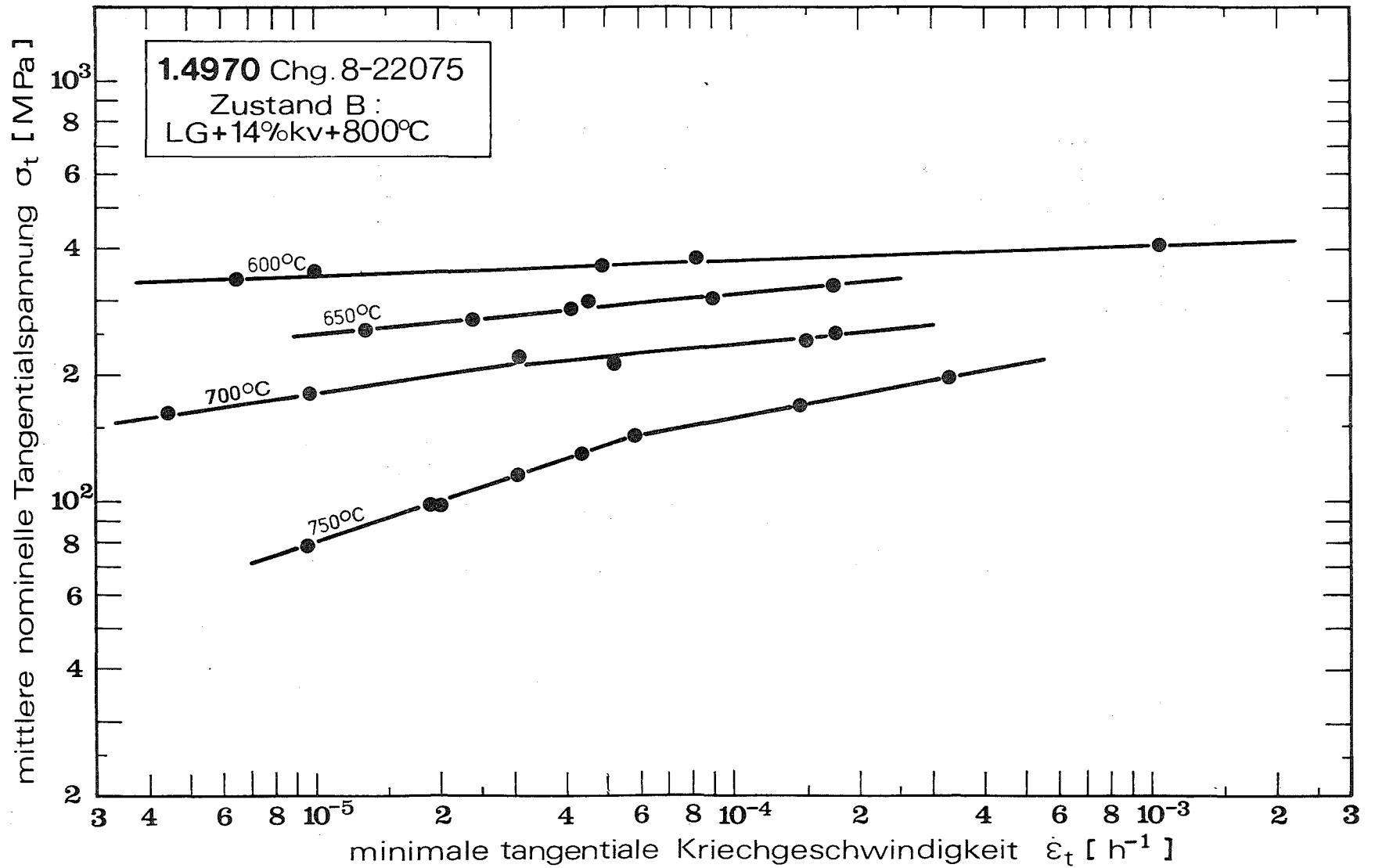


Abb. 13: Abhängigkeit der minimalen tangentialen Kriechgeschwindigkeit von der nominellen Tangentialspannung beim Stahl 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

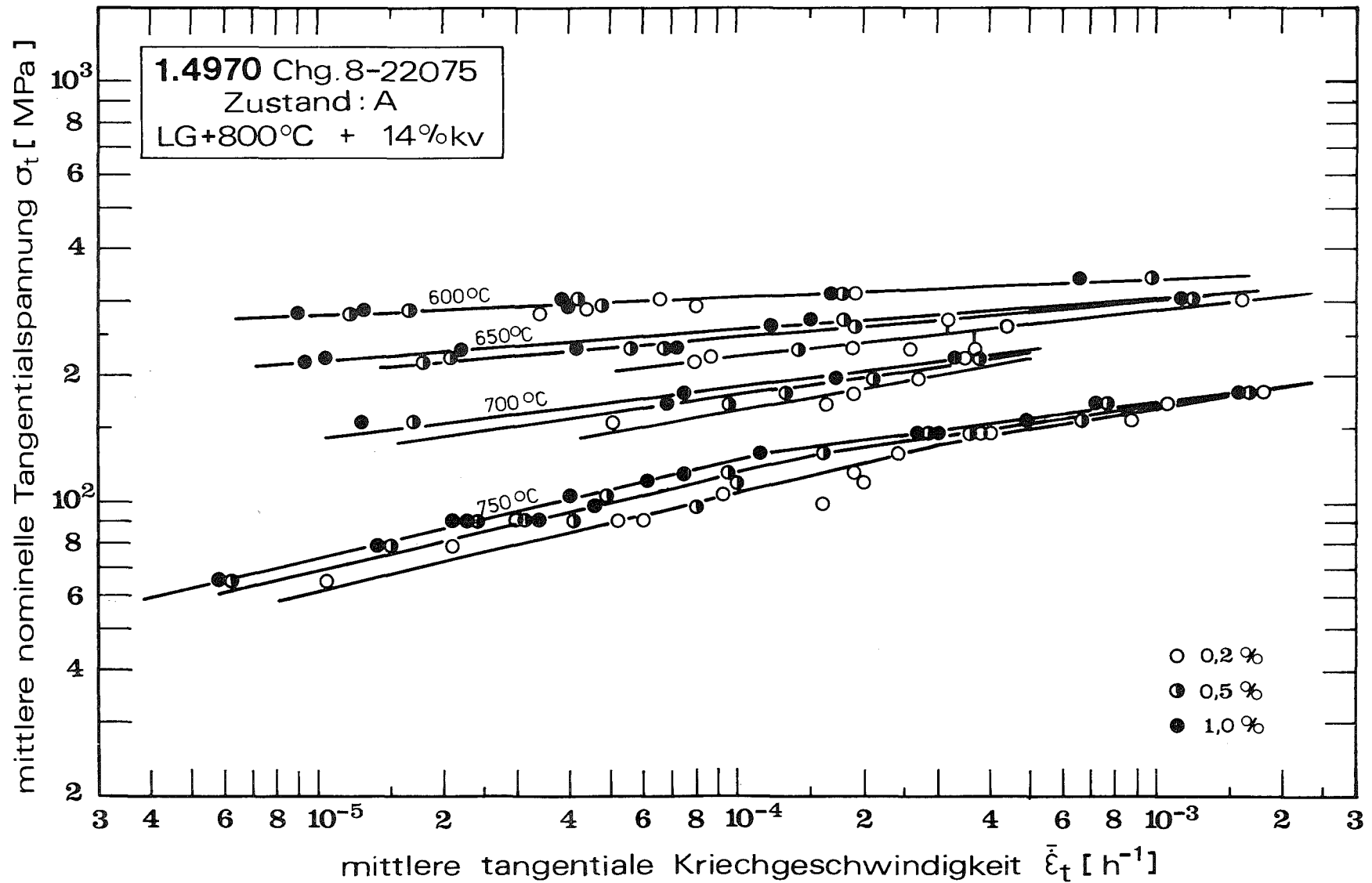


Abb. 14: Abhängigkeit der mittleren tangentialen Kriechgeschwindigkeit von der nominellen Tangentialspannung beim Stahl 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV)

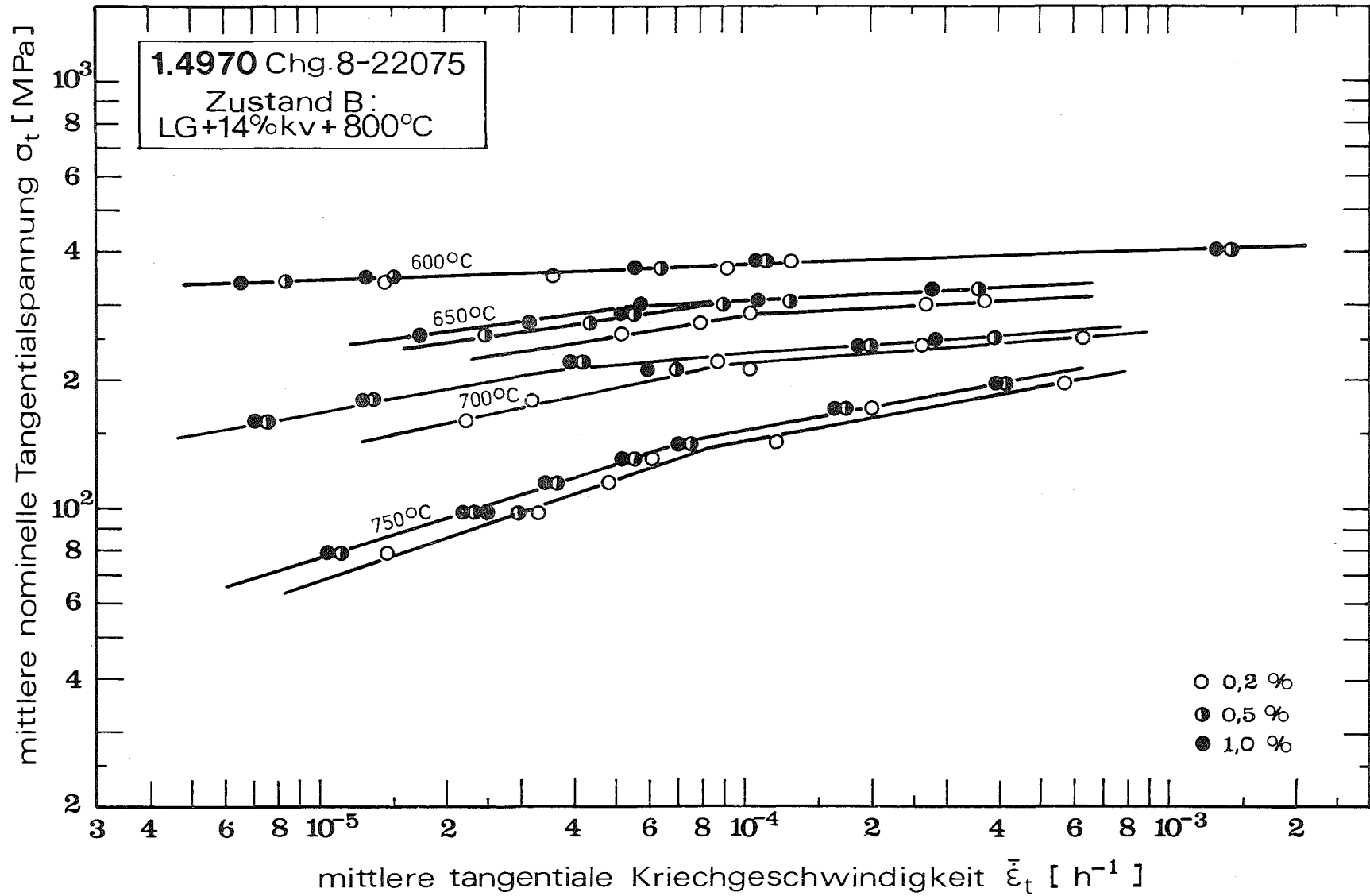


Abb. 15: Abhängigkeit der mittleren tangentialen Kriechgeschwindigkeit von der nominellen Tangentialspannung beim Stahl 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C.)

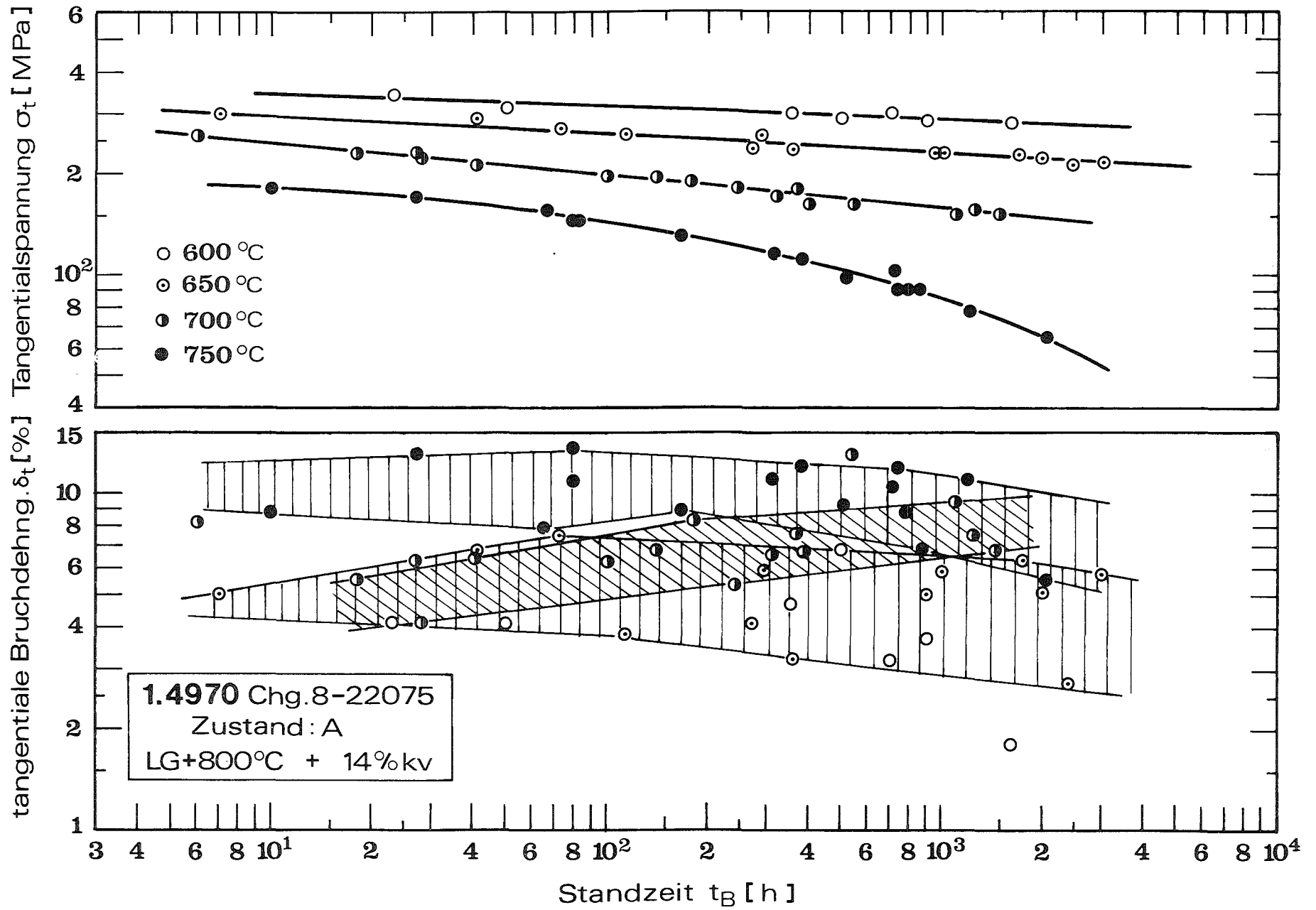


Abb. 16: Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG+800°C +14% KV)

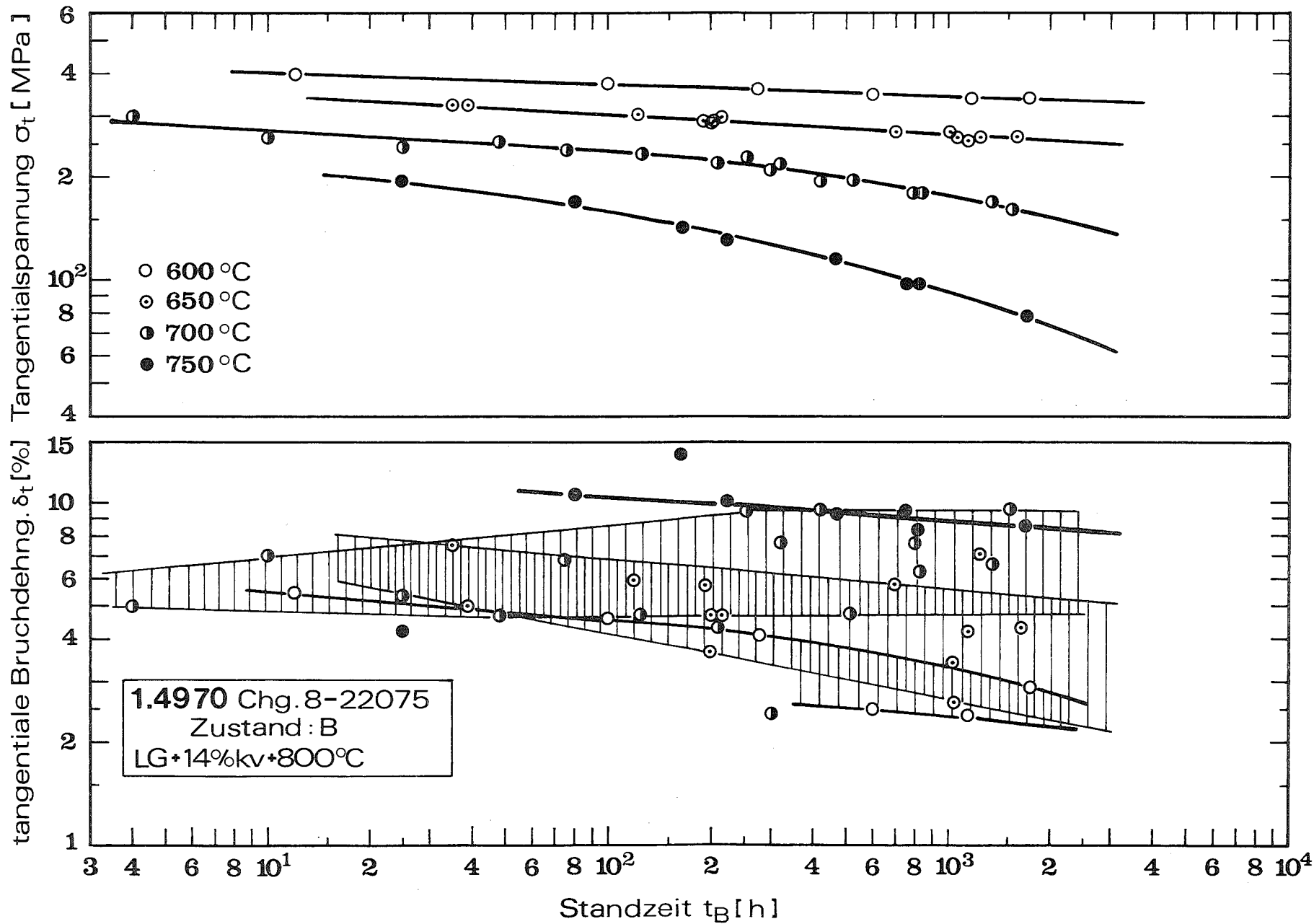


Abb. 17: Zeitstandfestigkeit und Bruchdehnung des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG+14% KV+800°C)

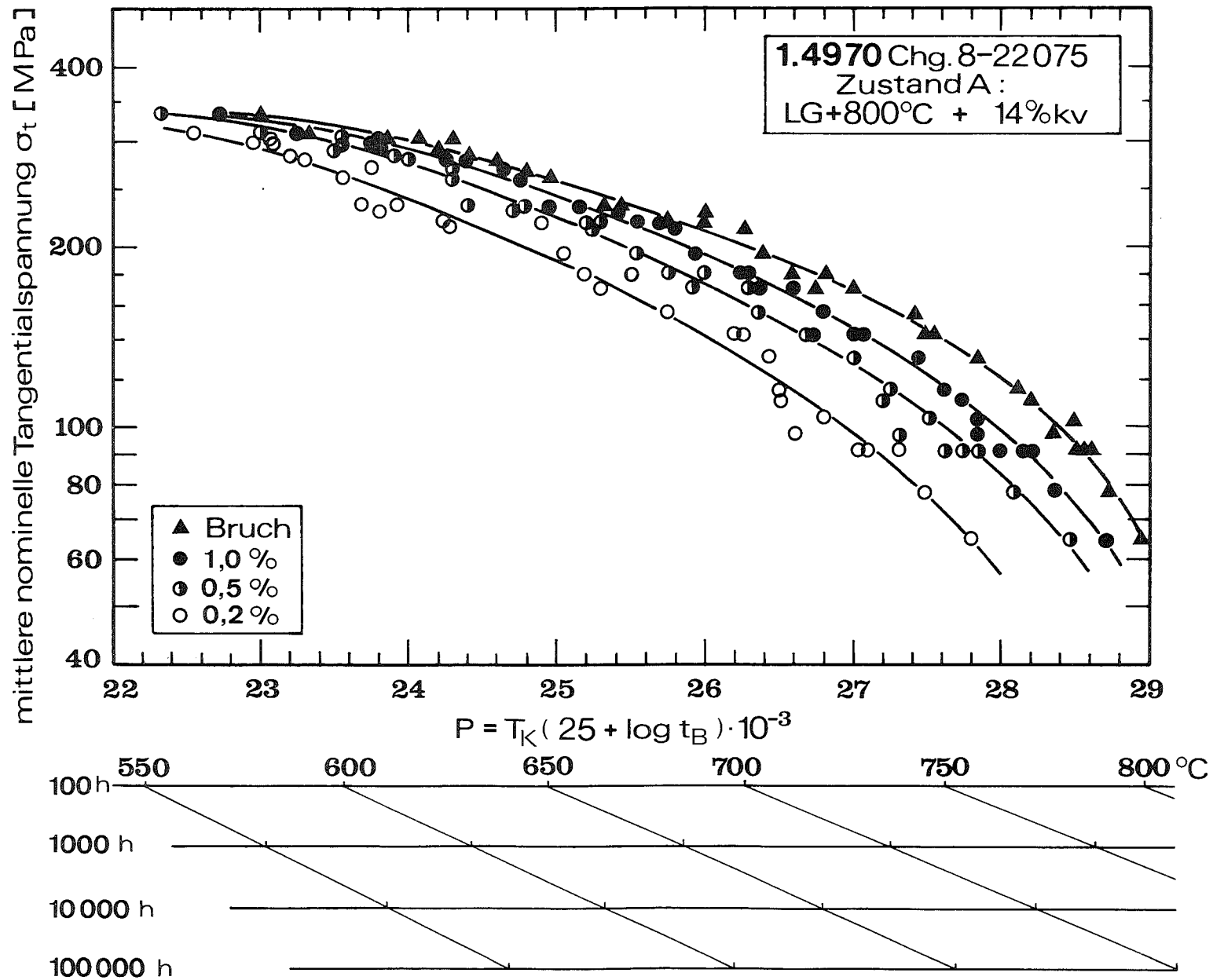


Abb. 18: Hauptkurven nach dem Zeit-Temperatur-Parameter von Larson und Miller für die Zeitstandfestigkeit und die Zeitdehngrenzen des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV)

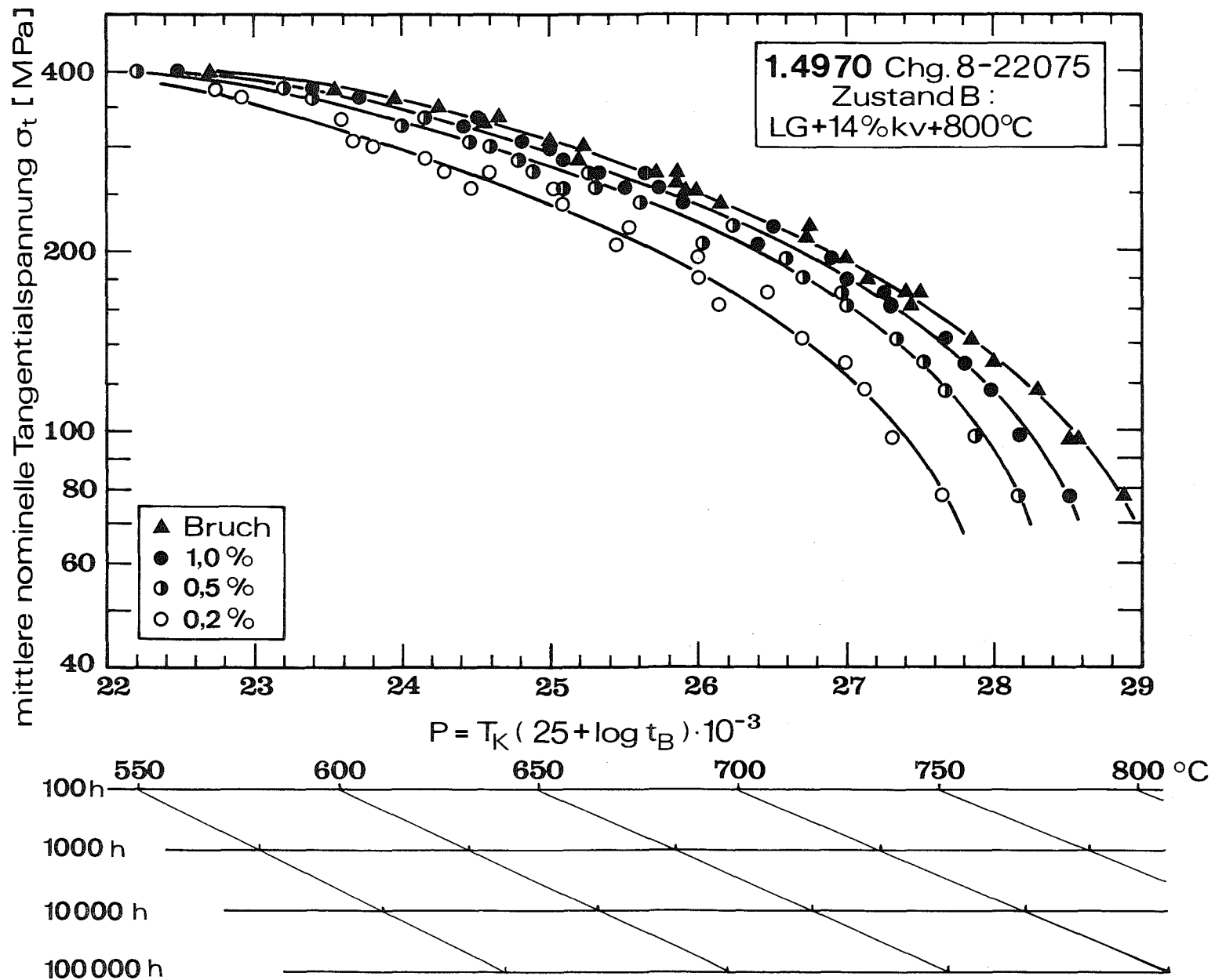


Abb. 19: Hauptkurven nach dem Zeit-Temperatur-Parameter von Larson und Miller für die Zeitstandfestigkeit und die Zeitdehngrenzen des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C)

1.4970 Chg. 8-22075

Zust. A: LG+800°C + 14% kv | Zust. B: LG+14%kv+800°C

Ausgangsgefüge

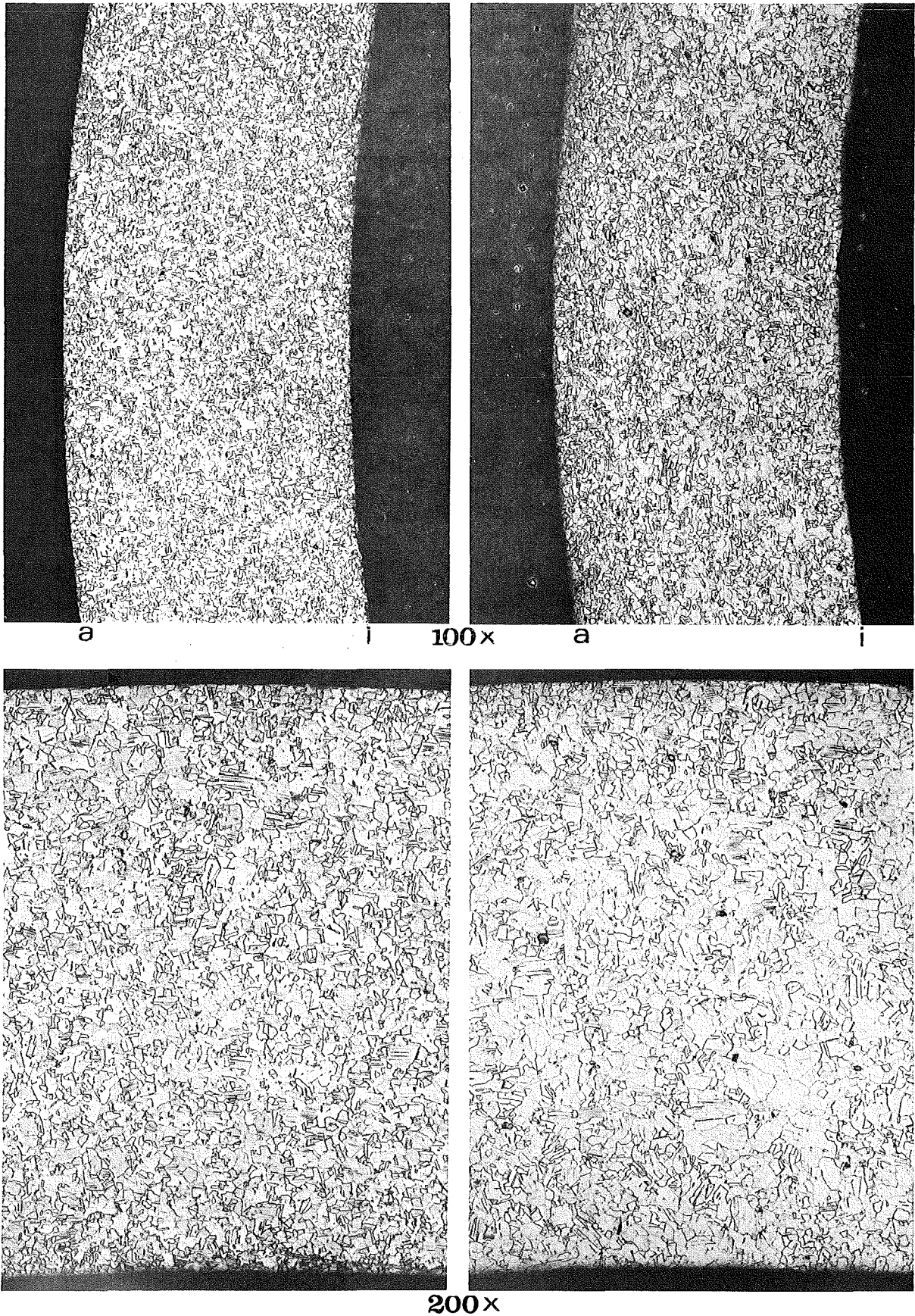


Abb. 20: Metallographische Schliiffbilder des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075) im Anlieferzustand

1.4970 Chg. 8-22075

Zust. A: LG+800°C + 14% kv

T=600°C

$\sigma_t=278\text{ MPa}$; $t_B=1578\text{ h}$ Bruchgefüge

T=650°C

$\sigma_t=220\text{ MPa}$; $t_B=1975\text{ h}$

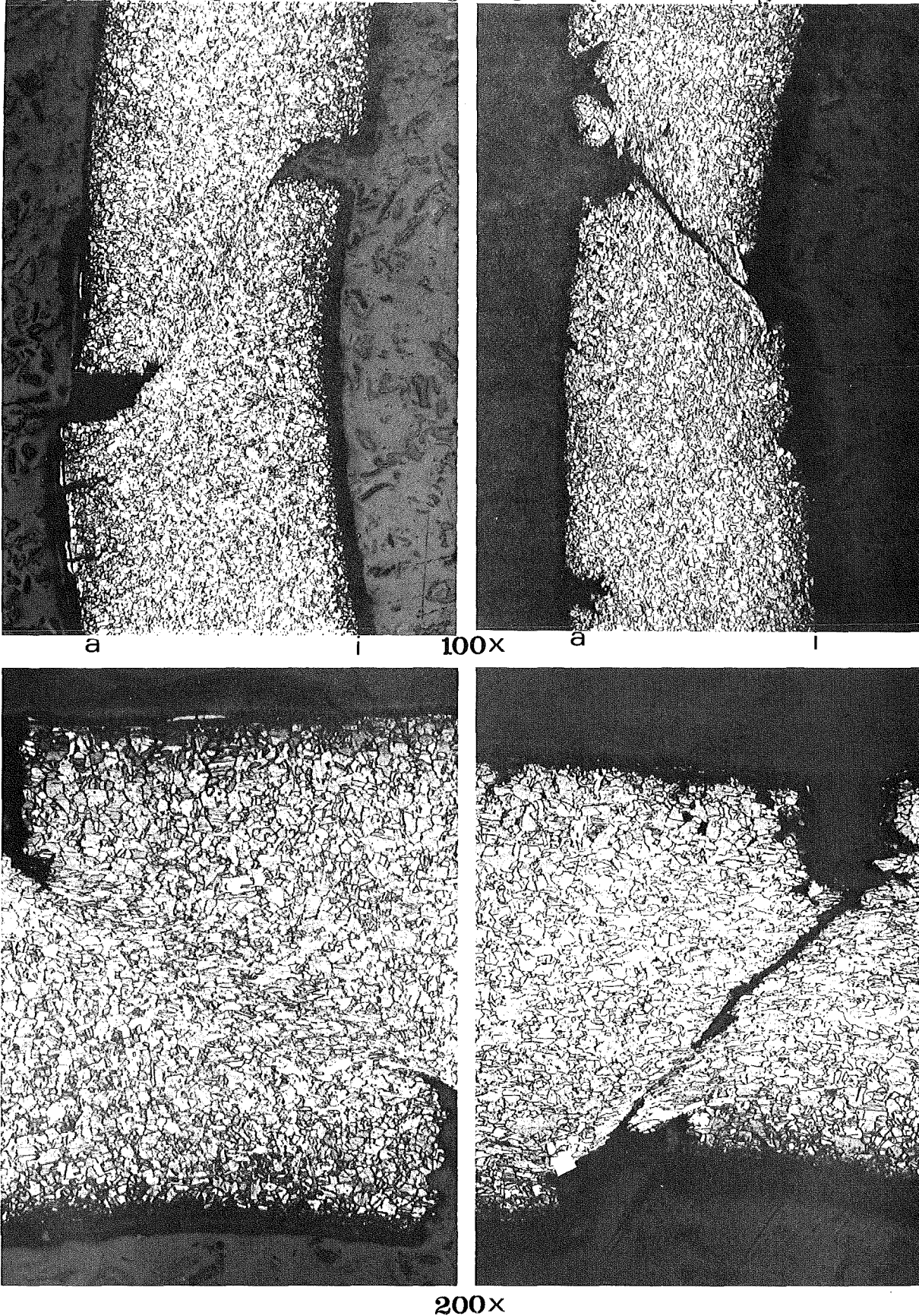


Abb. 21: Metallographische Schliffbilder vom Bruchgefüge des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV) nach einer Zeitstandprüfung bei 600 bzw. 650°C

1.4970 Chg. 8-22075

Zust. A: LG+800°C +14%kv

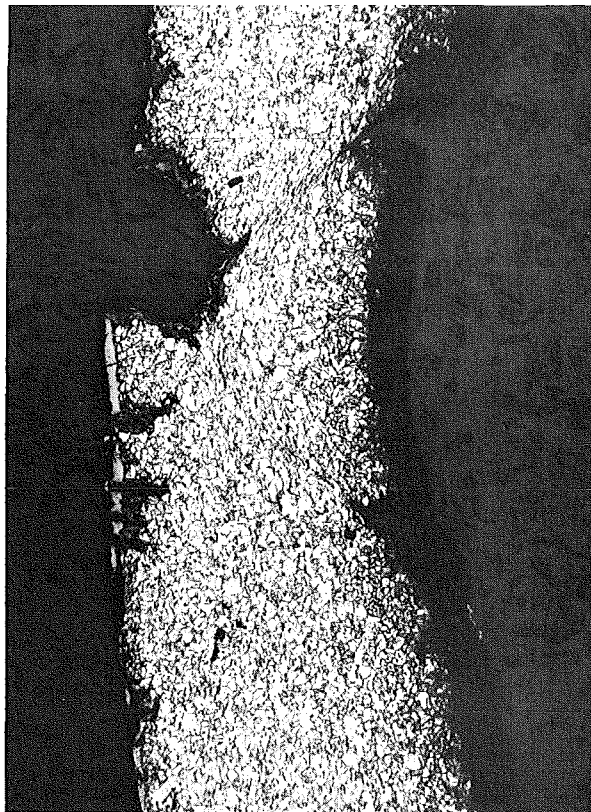
T = 700°C

$\sigma_t = 155,5 \text{ MPa}$; $t_B = 1248 \text{ h}$

Bruchgefüge

T = 750°C

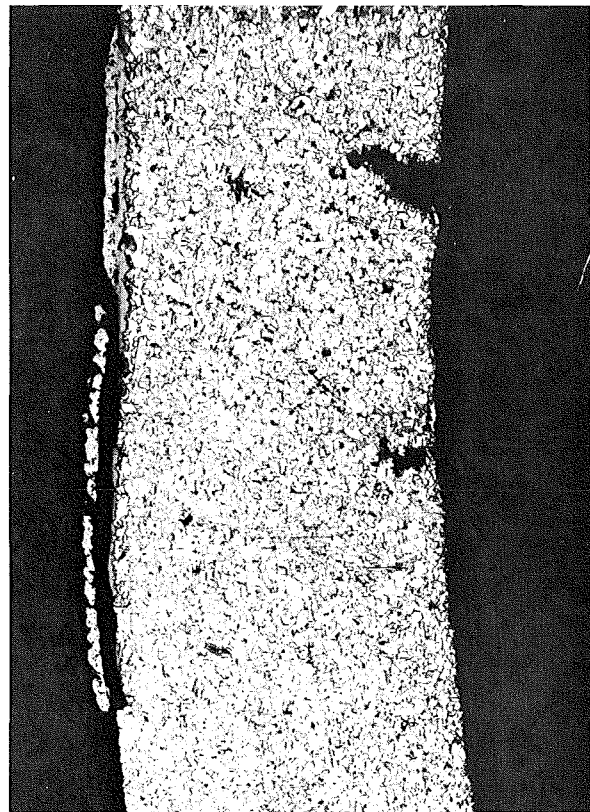
$\sigma_t = 78 \text{ MPa}$; $t_B = 1208 \text{ h}$



a

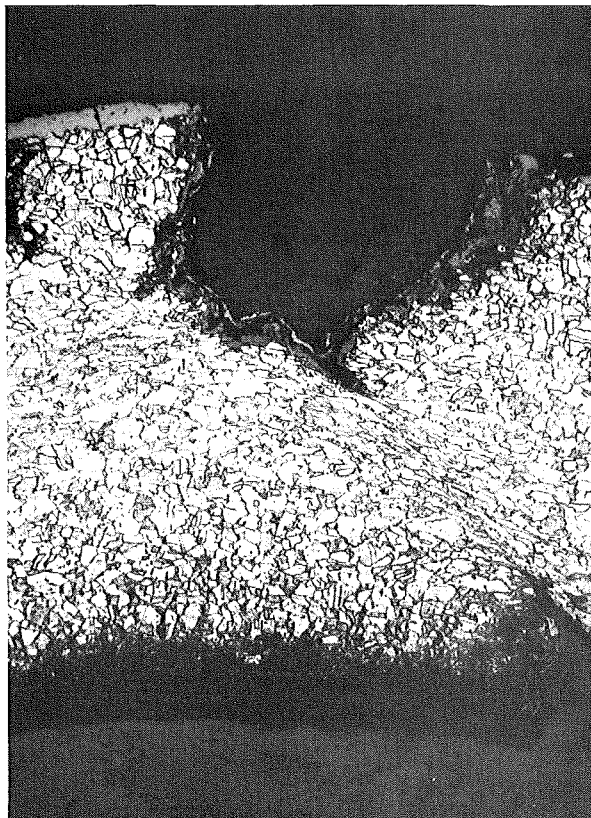
i

100x



a

i



a

i

200x

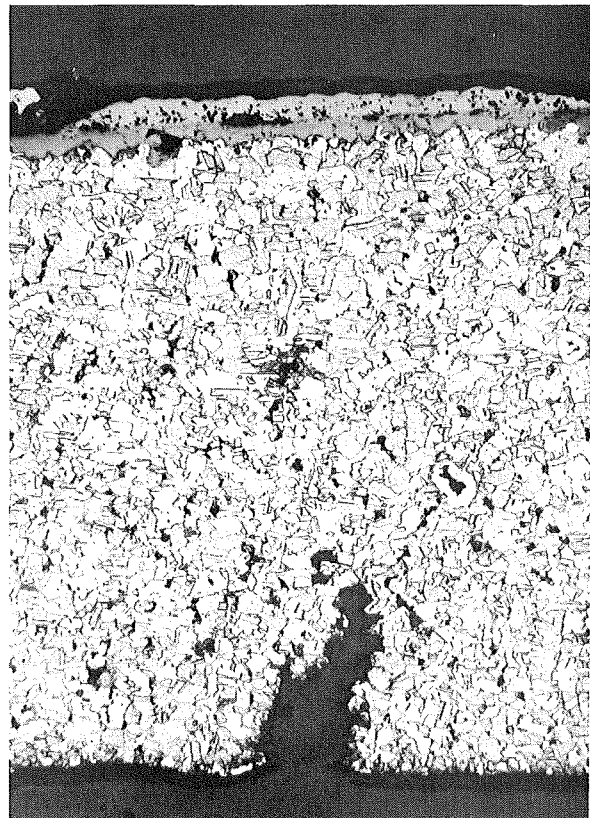


Abb. 22: Metallographische Schliffbilder vom Bruchgefüge des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 800°C + 14% KV) nach einer Zeitstandprüfung bei 700 bzw. 750°C

1.4970 Chg. 8-22075

Zust. B: LG+14%kv+800°C

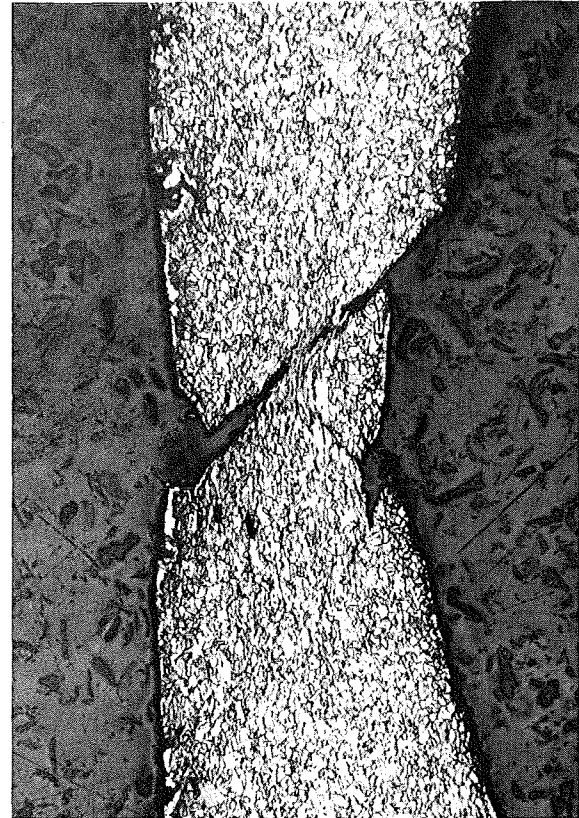
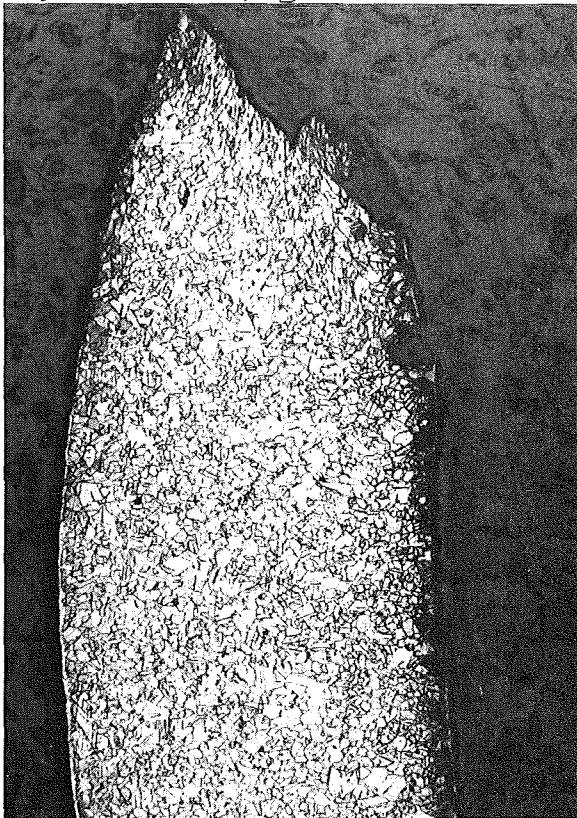
T= 600°C

T=650°C

$\sigma_t = 337 \text{ MPa}$; $t_B = 1757 \text{ h}$

Bruchgefüge

$\sigma_t = 259 \text{ MPa}$; $t_B = 1049 \text{ h}$



a

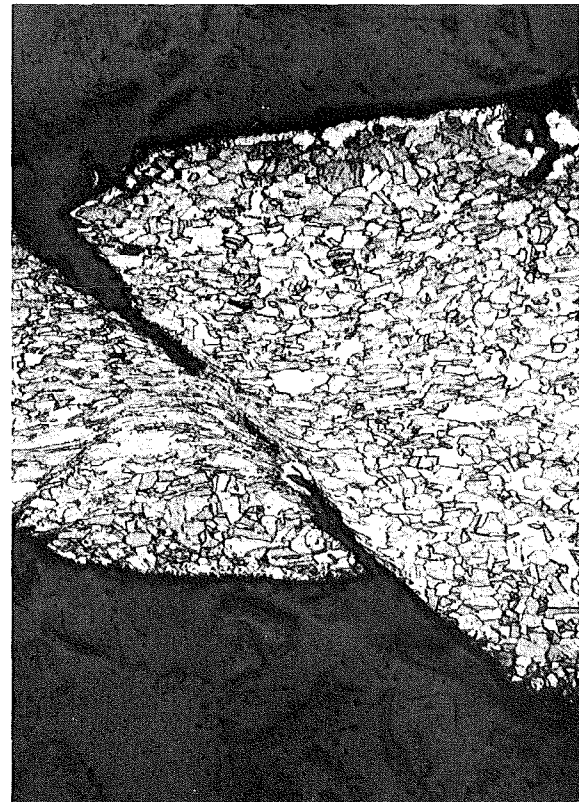
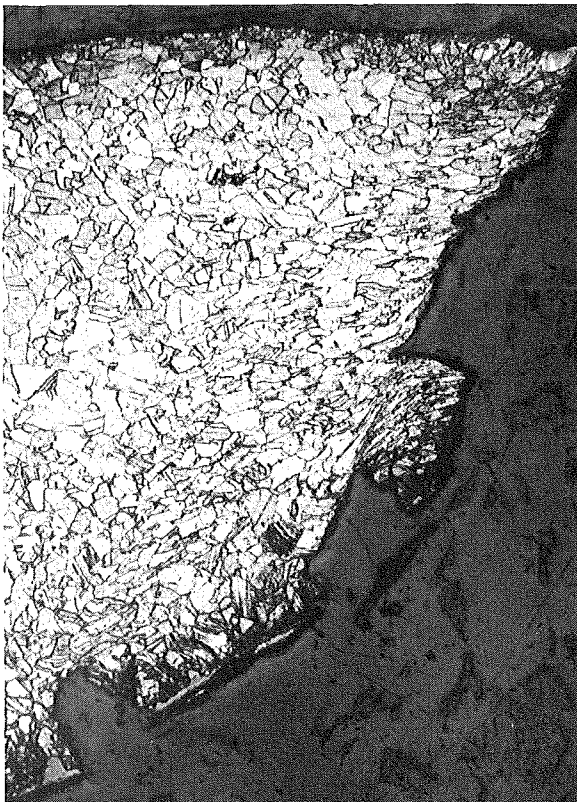
i

100x

a

i

a



i

200x

Abb. 23: Metallographische Schliffbilder vom Bruchgefüge des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C) nach einer Zeitstandprüfung bei 600 bzw. 650°C

1.4970 Chg. 8-22075

Zust. B: LG+14%kv+ 800°C

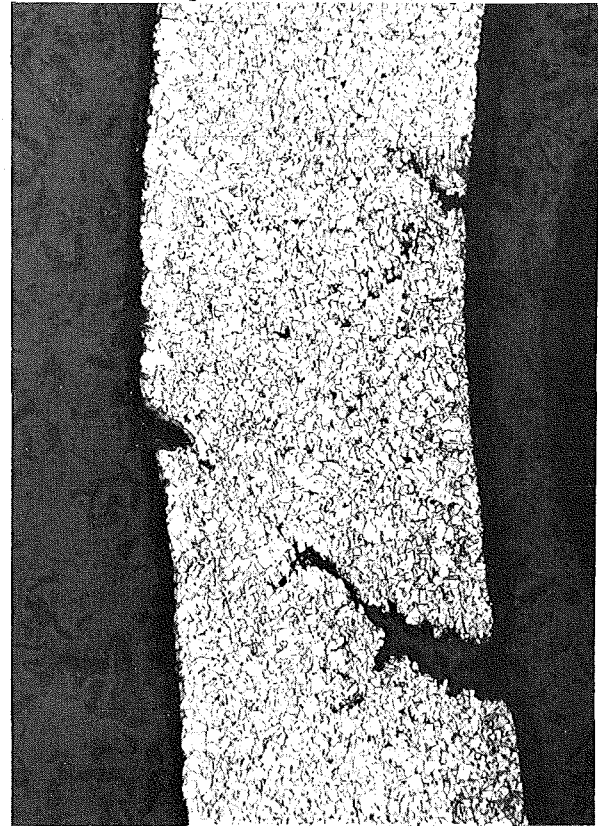
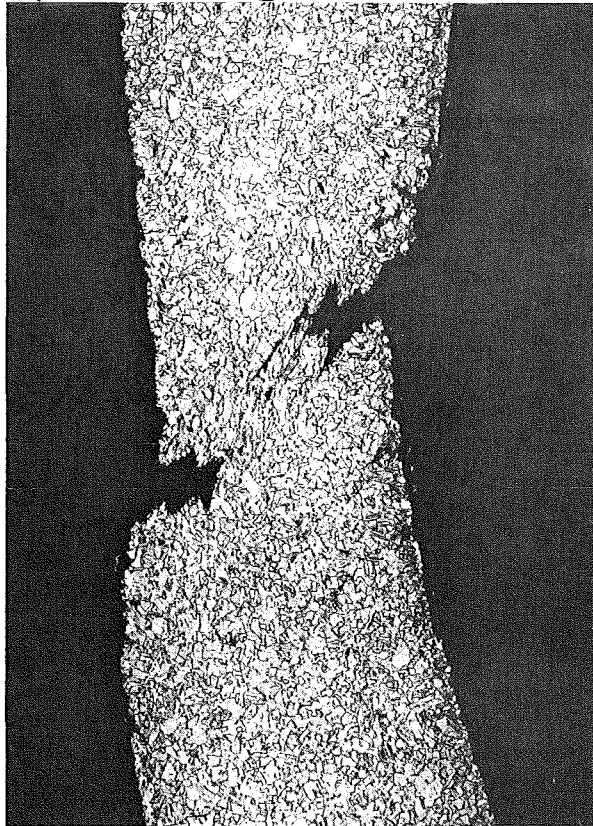
T = 700°C

$\sigma_t = 162 \text{ MPa}$; $t_B = 1520 \text{ h}$

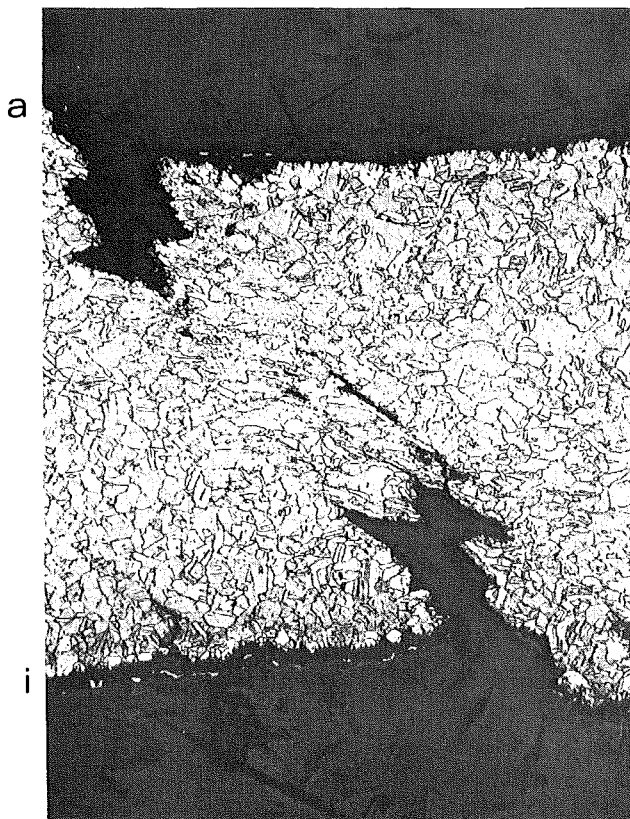
Bruchgefüge

T = 750°C

$\sigma_t = 78 \text{ MPa}$; $t_B = 1668 \text{ h}$



100x



200x

Abb. 24: Metallographische Schliffbilder vom Bruchgefüge des Stahles 1.4970 (Chg. 8-22075, LG + 14% KV + 800°C) nach einer Zeitstandprüfung bei 700 bzw. 750°C