

**KfK 4468
Dezember 1988**

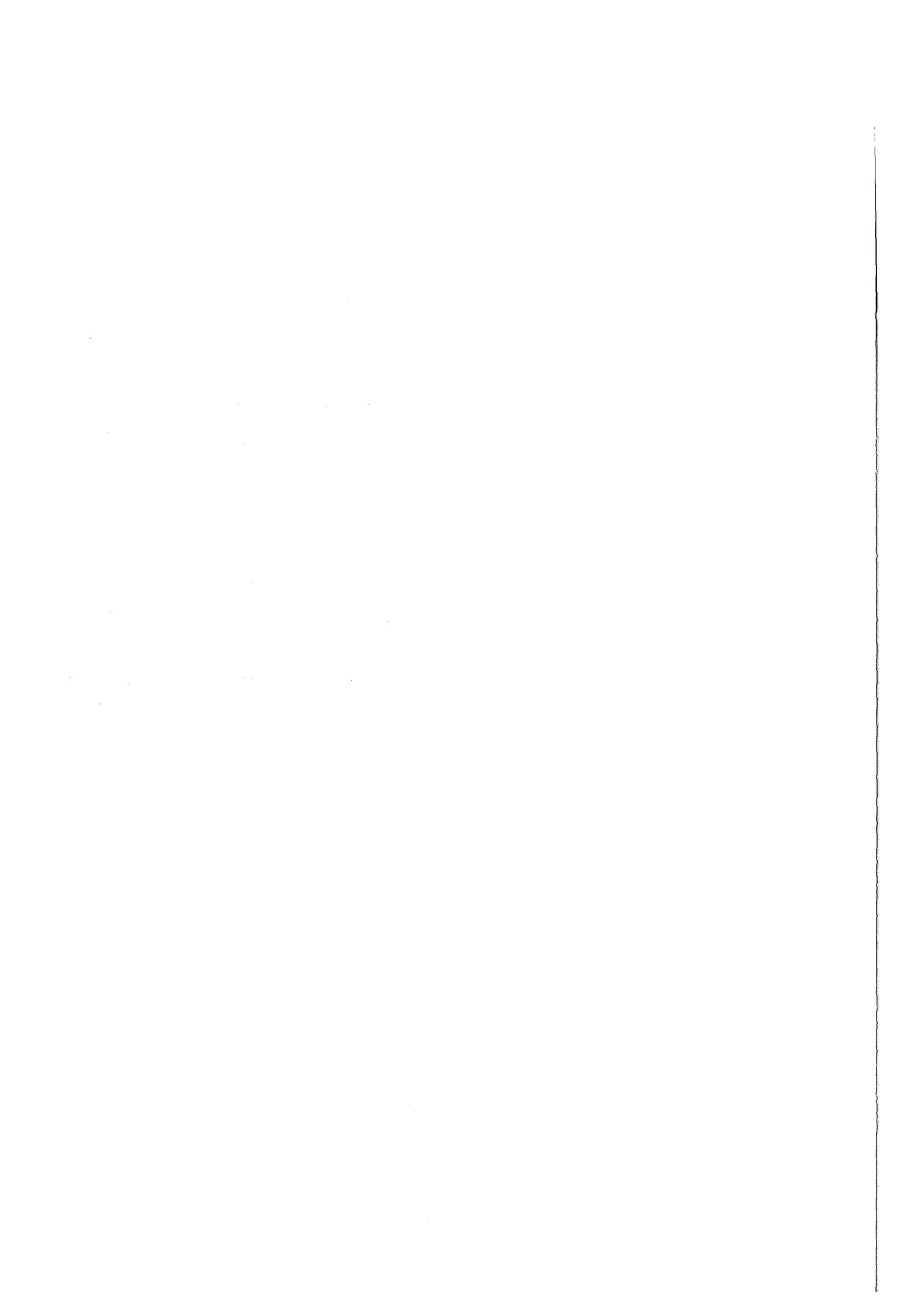
**Untersuchungen zum
Zeitstandfestigkeits- und
Kriechverhalten am
austenitischen Stahl
AISI 316-NET**

1. Zwischenbericht (Sept. 1988)

**M. Schirra, B. Ritter
Institut für Material- und Festkörperforschung**

**M. de las Rivas, R. Anca de Abati
Centro de Investigaciones Energeticas Medio Ambientales
y Tecnologicas**

Kernforschungszentrum Karlsruhe



Kernforschungszentrum Karlsruhe
Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 4468

Untersuchungen zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten
am austenitischen Stahl AISI 316-NET

1. Zwischenbericht (Sept. 1988)

M. Schirra - B. Ritter
M. de las Rivas - R. Anca de Abati *

Diese Arbeit wurde im Rahmen der Zusammenarbeit
auf dem Gebiet der friedlichen Nutzung der Kernenergie
zwischen dem Kernforschungszentrum Karlsruhe (KfK)
und dem C.I.E.M.A.T. (vorm. JEN) - Madrid durchgeführt

*Centro de Investigaciones Energeticas Medio Ambientales y
Tecnologicas - Madrid (Spanien)
Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

Kurzfassung

Der Bericht beschreibt Zeitstandversuche an einem austenitischen 17/13/2-CrNiMo-Stahl, die im Rahmen der deutsch-spanischen Zusammenarbeit (KfK-CIEMAT) durchgeführt werden. Bei dem Werkstoff handelt es sich um den Stahl AISI 316(L), der als 1. Wand-Werkstoff für NET (Next European Torus) zur Diskussion steht. Das Versuchsprogramm am Grundwerkstoff einer NET-spezifizierten Charge deckt zur Zeit im Temperaturbereich 500-750°C den Standzeitbereich bis rd. 20 000 std ab. Die bisher vorliegenden Ergebnisse erlauben klare Aussagen zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten sowie über die Duktilitätskennwerte. Metallografische Untersuchungen geben Aufschluß über das Bruchverhalten und veranschaulichen das komplexe Ausscheidungsverhalten. Verglichen werden die Ergebnisse mit Literaturdaten und zwei vergleichbaren Schmelzen aus dem Schnell-Brüter-Programm.

Abstract

Investigations on the creep-rupture behaviour of the austenitic stainless steel AISI 316 NET (Interim report Sept. 88)

The report described the creep-rupture tests carried out with a 17/13/2 CrNiMo-steel in the frame of the German-Spanish collaboration (KfK-CIEMAT). The material studied is the austenitic steel AISI 316(L) selected as potential first-wall material for NET (Next European Torus). The test programme on base material with a NET specified batch encompasses until now in the temperature range 500-700°C the rupture-time-range till 20 000 h. The results permits statements to the creep-and creep-rupture behaviour and ductility. Metallography examinations give information about fracture behaviour and demonstrate the complex precipitation happening. The results are comparing with the literature and own test results from two batches of the Fast-Breeder-Program.

Resumen

Investigaciones sobre el comportamiento bajo tracción y fluencia lenta del acero austenítico AISI 316 NET (Informe intermedio, Sept. 1988)

El informe describe ensayos de fluencia lenta de un acero austenítico con 17/13/2 CrNiMo (AISI 316L). Este material es uno de los materiales seleccionados como primera pared en el NET (Next European Torus).

Los ensayos realizados, hasta el presente, con probetas de una carga especificada por NET, cubren un rango de temperaturas de 500-700°C con tiempos de rotura de hasta 20 000 h. Los resultados permiten afirmar el comportamiento de resistencia, fluencia en función de tiempo y ductilidad. Las investigaciones metalográficas dan información sobre el comportamiento de fractura y muestran la formación de precipitados complejos. Se comparan los resultados con datos de la literatura y con aquellos de los cargas comparables del programa de reactores rápidos.

Gliederung

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial und Versuchsprogramm
3. Versuchsdurchführung
4. Versuchsergebnisse
 - 4.1 Belastungsdehnung
 - 4.2 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen
 - 4.3 Kriechverhalten
 - 4.4 Aktivierungsenergie des Kriechens
 - 4.5 Bruchdehnung und Brucheinschnürung
 - 4.6 Metallografische Untersuchungen und Härtemessungen
5. Literatur

1. Einleitung

Für NET (Next European Torus) sind als Erste-Wand-Werkstoffe ein austenitischer 17/13 CrNi-Stahl (ähnlich DIN 1.4919 bzw. AISI 316) und alternativ ein martensitischer 12% Cr-Stahl (ähnlich 1.4914) ausgewählt worden. Während die Probleme der ersten Wand in ihrer allgemeinen Form schon vielfach dargelegt wurden [1,2,3], werden in der Arbeit von Ehrlich, Munz, Anderko [4] speziell die Belastungen, wie sie für NET zu erwarten sind, behandelt.

Der vorliegende Bericht beschreibt den Stand der Untersuchungen zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des austenitischen Stahles AISI 316L (NET) anhand von Versuchen an einer Charge nach NET-Spezifikation. Bei der derzeitigen Auslegung mit einer maximalen Beanspruchungstemperatur von 500°C spielt das Zeitstandfestigkeitsverhalten nicht die dominierende Rolle, jedoch ist auch bei kurzzeitiger höherer Temperaturbelastung und evtl. hoher Spannungsspitzen das elastisch/plastische Verhalten von besonderer Bedeutung; zumal die austenitischen Stähle im Temperaturbereich 300-800°C eine relativ niedrige und weitgehend temperaturunabhängige Streckgrenze aufweisen ($R_{p0,2} \approx 150$ MPa).

Die Untersuchungen werden im Rahmen der deutsch/spanischen Zusammenarbeit in Arbeitsteilung in den Zeitstandlabors des CIEMAT (Madrid) und des KfK / IMF-II durchgeführt. Der Bericht beschreibt den derzeitigen Stand des Versuchsprogrammes bei 7/88.

2. Versuchsmaterial und Versuchsprogramm

Als Versuchsmaterial stand 30 mm-Platten-Material (250x2000x30 mm) aus einer Großcharge zur Verfügung, die für verschiedene Versuchsprogramme im Rahmen der FT-Arbeiten von Ispra bestellt wurde. Die chemische Zusammensetzung geht aus Tabelle 1 hervor (Charge 12 247-NET). In der Tabelle mitaufgeführt sind zwei vergleichbare Chargen aus dem Schnell-Brüter-Programm und die Spezifikation bzw. Streubreite der chemischen Zusammensetzung kommerzieller Chargen des VDEH (Verein Deutscher Eisenhüttenleute) und japanischer Stahlhersteller (NRIM = National Research Institute for Metals). Die Chargen des VDEH und NRIM entsprechen dem amerikanischen Stahl AISI 316 und decken einen etwas breiteren Bereich in der

chemischen Zusammensetzung ab. Gegenüber AISI 316 und den VDEH- und NRIM-Chargen hat die NET-Charge einen niedrigeren Kohlenstoffgehalt und höheren Stickstoffgehalt. Auf die Versuchsergebnisse dieser Chargen wird vergleichend Bezug genommen.

Das Plattenmaterial der NET-Charge lag im lösungsgeglühten Zustand vor (Bild 1). Die Korngröße liegt zwischen 30-60 μm (\cong ASTM 5-7) mit einzelnen Körnern $< 40 \mu\text{m}$ und $> 60 \mu\text{m}$. Die Härte im Anlieferzustand wurde mit HV30 = 134-149 bestimmt.

Das Zeitstandversuchsprogramm umfaßt den Prüftemperaturbereich von 500-750°C und soll experimentell den Standzeitbereich bis $\approx 40\,000$ std abdecken. Die Ausweitung auf Prüftemperaturen $\geq 600^\circ\text{C}$ erlaubt den Vergleich mit Literaturdaten und insbesondere mit den vergleichbaren Stählen aus dem Schnell-Brüter-Programm. Diese Abstützung auf mehrere Chargen und eine breitere Datenbasis macht eine Extrapolation zu langen Einsatzzeiten sicherer und verbessert auch eine Abschätzung des möglichen Einflusses von Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung auf die mechanischen Kennwerte. Ergänzend zu den Zeitstandversuchen wurden die gefahrenen Proben metallografisch untersucht, um erste Aufschlüsse über das Bruchverhalten zu bekommen.

3. Versuchsdurchführung

Die Zeitstandversuche wurden mit Gewindekopfproben verschiedener Abmessungen durchgeführt (Bild 2), die in Längsrichtung aus dem Plattenmaterial herausgearbeitet wurden. Für die Versuche im CIEMAT und teilweise beim KfK/IMF wurde die Proben $\varnothing 8 \times 50$ mm ($d_0 \times L_0$) mit M12 Gewindekopf verwendet. Im IMF wurde zusätzlich noch die Probe $\varnothing 5 \times 25$ mm mit M8 Gewindekopf verwendet, teilweise für Versuche in Vakuum-Prüfanlagen aus Kapazitätsgründen. Die Probe $\varnothing 3 \times 35$ mm mit M5-Gewindekopf wird allgemein für Zugversuche eingesetzt, im Rahmen dieser Zeitstandversuche auch für die Versuchsreihe bei 550°C mit 390 MPa, um den Einfluß der Probenlage aufzuzeigen. Verschiedene Probenformen im Rahmen dieser Abmessungen haben keinen Einfluß auf die Zeitstandfestigkeitswerte, wie am Beispiel des Stahles 1.4948 (= AISI 304) gezeigt wurde [5].

Die Proben \varnothing 5x25 mm und \varnothing 8x50 mm haben als Meßlängenbegrenzung umlaufende Meßkragen zur Befestigung der induktiven Wegaufnehmer. Diese Wegaufnehmer registrieren kontinuierlich den Kriechverlauf mit einer Genauigkeit von 2 μ m. Die Versuchsspannung wird durch Gewichte über ein Hebelsystem (1:15) aufgebracht. Als Heizquelle dient ein 3-Zonen-Ofen, dessen Zonen durch PID-Regler separat regelbar sind. Dadurch ergibt sich eine konstante Versuchstemperatur über die Probenlänge. Die Temperaturschwankung über die Versuchszeit liegt bei ± 2 °C. Die Kontrolle der Versuchstemperatur erfolgt durch drei über die Probenlänge verteilte Pt/Rh-Pt-Thermoelemente.

Die Versuchsanordnung der Teststrecke geht aus Bild 3 hervor. Die Prüfstände im KfK und CIEMAT sind vom gleichen Hersteller und gleicher technischer Ausstattung (Bild 4).

4. Versuchsergebnisse

4.1 Belastungsdehnung

Bei Versuchsbeginn kommt es in Abhängigkeit von der Versuchsspannung zu einem Anfangsdehnbetrag, der als Belastungsdehnung ε_0 bezeichnet wird. Liegt die Versuchsspannung eindeutig unter der jeweiligen Streckgrenze $R_{p0,2}$ ist der Dehnbetrag elastisch und entspricht dem Hook'schen Gesetz $\varepsilon = \sigma/E$. Ein typisches Merkmal der austenitischen Stähle im lösungsgeglühten Zustand ist aber ihre relativ niedrige Streckgrenze, die zudem noch im Temperaturbereich 300-800°C schwach temperaturabhängig ist. Im Falle des hier untersuchten Stahles AISI 316 liegen die Werte für $R_{p0,2}$ im Temperaturbereich 500-750°C zwischen 160-130 MPa. D.h., alle Versuchsspannungen bei 500-600°C und teilweise bei 650°C Prüftemperatur, die noch in einem absehbaren Zeitraum Standzeitwerte ergeben sollen, liegen erheblich über der jeweiligen Warmstreckgrenze und führen zu plastischen Belastungsdehnwerten > 0.2 %, die bei 200 MPa Versuchsspannung zwischen 2.5 - 3.5 % und bei 400 MPa zwischen 15-22 % liegen (s.a. Wertetabellen 2-6). In Bild 5 ist die Abhängigkeit der Belastungsdehnung ε_0 von der Versuchsspannung dargestellt. Links ist die elastische Dehnung nach dem Hook'schen Gesetz mit 2 Geraden für den E-Modul-Bereich von 150-200 kN/mm² angegeben, wenn also die jeweilige Warmstreckgrenze nicht überschritten wird. Davon abweichend ergeben sich bei Spannungen > 100 MPa plastische Dehnbeträge $> 0.2\%$ wie sie für alle

realisierten Versuchsspannungen an dem untersuchten Stahl AISI 316 NET anfielen. Als schraffiertes Band ist der Bereich der Belastungsdehnwerte für den Mo-freien Stahl 1.4948 (= AISI 304) eingezeichnet, dessen Streckgrenzwerte allgemein noch etwas unter denen des Stahles AISI 316 liegen.

Die plastische Verformung bei Versuchsbeginn ist zu beachten, wenn Zeit-Dehngrenzwerte betrachtet werden. Diese geben die Zeit an, bis ein bestimmter Kriechbetrag (z.B. $\epsilon_{f,1\%}$) erreicht ist, also ohne die bei Versuchsbeginn aufgetretene Belastungsdehnung, die deshalb auch in den Wertetabellen 2-6 separat aufgeführt ist.

4.2 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen

Der Stand der lfd. Versuchsprogramme (7/88) geht aus Bild 6 hervor, in dem die bisher erreichten Bruchzeiten in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen sind. Auffallend ist die extrem starke Spannungsabhängigkeit der Standzeitwerte bei 500°C Prüftemperatur. Während bei einer Spannung von 440°C der Bruch bei Belastung erfolgt, werden mit ≤ 435 MPa Standzeiten $> 10^3$ std erreicht. D.h., 500°C Prüftemperatur ist für diesen Stahltyp die untere Grenze, um auslegungsrelevante Daten zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten zu erhalten.

Unter Berücksichtigung der noch lfd. Langzeitversuche können im Temperaturbereich 500-750°C klare Aussagen zum Zeitstandfestigkeitsverhalten bis $2 \cdot 10^4$ std gemacht werden. Die noch lfd. Versuche werden den Standzeitbereich bis $4 \cdot 10^4$ std experimentell abdecken.

Als Vergleich ist für jede Prüftemperatur die Mittelwertkurve von Zeitstandversuchen an 2 vergleichbaren Chargen aus dem Schnell-Brüter-Programm eingezeichnet (s. Tabelle 1, Charge 013824 und 11477). Bis 650°C Prüftemperatur weist die NET-Charge durchweg um 10% höhere Zeitstandfestigkeitswerte auf.

Bei 600°C wurden 9 Parallelversuche (\blacktriangle — \blacktriangle) mit 310 MPa und bei 650°C 5 Parallelversuche mit 240 MPa durchgeführt, um die werkstoffbedingte Streubreite innerhalb einer Versuchsreihe aufzuzeigen. Bei 550°C und 390 MPa Versuchsspannung wurden 24 Versuche durchgeführt mit Proben verschiedener

Lage im Ausgangsblech von längs bis quer. Es wurden Standzeiten zwischen 122 bis 430 erreicht, ohne daß ein eindeutiger Zusammenhang mit der Orientierung erkennbar wäre. Die entsprechende Probe in Längsrichtung erreichte 279 std Standzeit.

Ein Vergleich der bisher an der NET-Charge ermittelten Standzeitwerte mit Literaturdaten erfolgt in den Bildern 7 und 8 in der Form des Larson-Miller-Parameters

$$P = T_K \cdot (c + \log t_m)$$

bei dem auf der Abszisse Prüftemperatur und Standzeit als Parameter in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen wird. Als c-Wert wird wegen der allgemeinen Vergleichbarkeit $c = 20$ eingesetzt. Vom VDEH werden im Auftrag des KfK / PSB seit 1968 Zeitstandversuche an potentiellen Strukturwerkstoffen durchgeführt. Von dem kommerziellen 17/13/2 CrNiMo-Stahl 1.4919 werden 5 verschiedene Chargen im Temperaturbereich 500-800°C untersucht, mit denen teilweise schon der Standzeitbereich bis 10^5 std experimentell abgedeckt ist. Dieser Stahl unterscheidet sich von der NET-Charge hauptsächlich durch einen höheren C- und Ni-Gehalt, wie die Analysenspanne in der Tabelle 1 zeigt. Eine Auftragung aller Standzeitwerte ergibt ein Streuband, wie es in Bild 7 schraffiert eingezeichnet ist. Innerhalb dieses Bereiches liegen auch die Standzeitwerte der NET-Charge.

Unterhalb des schraffierten Bereiches ist die Begrenzungslinie für 1% Gesamtdehnung eingezeichnet. Der jeweilige Wert gibt also an, wann, unter Berücksichtigung der Belastungsdehnung, mit dem nachfolgenden Kriechbetrag 1% Gesamtdehnung erreicht wird. Deshalb ist auch verständlich, daß oberhalb 160 MPa keine Kriechzeit mehr zur Verfügung steht, weil in diesem hohen Spannungsbereich die Werte für die Belastungsdehnung $> 1\%$ sind (s.a. Bild 5).

Ein weiterer Vergleich verschiedener Chargen dieses Stahltypes erfolgt im Bild 8. Innerhalb des VDEH-Streubandes (aus Bild 7) ist gestrichelt ein weiteres Band eingezeichnet, das aus Ergebnissen von 6 Chargen japanischer Untersuchungen gebildet wird [6]. Diese Chargen entsprechen in ihrer chemischen Zusammensetzung den VDEH-Chargen (s. Tabelle 1) und sind im Temperaturbereich 600-850°C bis zu 50 000 std Standzeit untersucht worden.

Innerhalb dieser beiden Streubänder sind Einzelwerte der beiden Chargen angegeben, die im Rahmen des Projektes Schneller Brüter untersucht werden und schon im Bild 5 mit den Werten der NET-Charge verglichen wurden. Der Vergleich der Kurven für 1% Gesamtdehnung aus Bild 7 und 8 zeigt, daß auch bei dieser Kenngröße die Werte der NET-Charge 10-20% in der Spannung höher liegen als die Werte der vergleichbaren PSB-Chargen.

Die kontinuierliche Dehnungsmessung erlaubt die exakte Bestimmung der verschiedenen Zeit-Dehngrenzen, wie sie in den Wertetabellen 2-6 für 0.1% bis 5% angegeben sind. In den Bildern 9 und 10 sind die Zeiten für die Kriechbeträge von 0.1 % bis 2 % in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen. Es ergeben sich sog. Zeit-Dehngrenzen-Kurven, die mehr oder weniger parallel zur Zeitstandfestigkeitskurve verlaufen. Die Zeit-Dehngrenzen ε_f beziehen sich nur auf den Kriechbetrag, und beinhalten nicht die bei Versuchsbeginn auftretende Belastungsdehnung ε_0 .

4.3 Kriechverhalten

Die kontinuierlich registrierten Kriechkurven wurden mittels Kurvendigitalisierer mit angeschlossenem Rechner analysiert und u.a. jeweils die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{p_{min}}$ bestimmt. Bei Anwendung der Norton'schen Kriechbeziehung [7] der Form $\dot{\varepsilon} = k \cdot \sigma^n$ ist die Spannungsabhängigkeit der sekundären bzw. minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{p_{min}}$ von Bedeutung und man geht davon aus, daß bei Versuchen mit konstanter Last ein Bereich mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit vorliegt. Tatsächlich zeigt sich aber bei den komplex aufgebauten hochwarmfesten Stählen, daß der Kriechverlauf z.T. stark von der klassischen Kriechkurve mit klar ausgeprägtem primärem, sekundärem und tertiärem Kriechbereich abweicht. Dies ist in [5] für den Stahl 1.4948 (= AISI 304) klar dargelegt worden mit der Konsequenz, daß dem Wert $\dot{\varepsilon}_{p_{min}}$ und den empirisch abgeleiteten Abhängigkeiten mehr technische als physikalische Bedeutung beizumessen ist und nur für den experimentell abgedeckten σ, t, T -Bereich Gültigkeit hat.

Im Falle des hier untersuchten Stahles AISI 316(L) liegen bei 500 und 550°C Kriechkurven mit einem klar ausgeprägten sekundären (stationären) Kriechbereich vor. Ab 600/650 °C Prüftemperatur und langen Versuchszeiten

wird der zeitliche Anteil dieses Kriechbereiches zugunsten eines ausgedehnten tertiären Kriechbereiches allerdings deutlich kürzer.

In Bild 11 ist die Abhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit von der Versuchsspannung dargestellt. Im experimentell abgedeckten Spannungsbereich lassen sich die Wertepaare durch eine Gerade verbinden, deren Neigung über $\Delta \dot{\epsilon} / \Delta \sigma$ den Spannungsexponent n (nach Norton) ergibt. Mit steigender Prüftemperatur fällt der n -Wert von 28.5 bei 500°C auf 7.0 bei 750°C ab. Die als Vergleich eingezeichneten Werte der PSB-Chargen zeigen bei dem bisherigen Stand des noch lfd. Versuchsprogrammes eine ähnliche Spannungsabhängigkeit der $\dot{\epsilon}_{p_{min}}$ -Werte, jedoch durchweg bei etwas höheren Kriechraten. Daraus ergeben sich für diese Chargen dann größere k -Werte.

4.4 Aktivierungsenergie des Kriechens

Der vorliegende Datensatz zum Kriechverhalten erlaubt die Bestimmung der Aktivierungsenergie des Kriechens Q_K . Wenn man in Bild 11 ($\dot{\epsilon}_{p_{min}} \rightarrow \sigma$) bei einer Versuchsspannung einen Schnitt macht, erhält man Kriechgeschwindigkeitswerte verschiedener Prüftemperaturen. Durch die Auftragung $\dot{\epsilon}_{p_{min}} \rightarrow 1/T_K$ erhält man aus der Neigung der Geraden über $Q_K = 4.56 \Delta \log \dot{\epsilon} / \Delta 1/T$ den Wert für die effektive Aktivierungsenergie des Kriechens. Bei der vorliegenden NET-Charge ergab sich für den Stahl AISI 316(L) als Mittelwert aus 7 Spannungsschnitten (350-60 MPa, $T = 500 - 700^\circ$) für $Q_K = 130 \text{ kcal / mol} = 545 \text{ kJ/mol}$.

4.5 Bruchdehnung und Brucheinschnürung

Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung A_u und Brucheinschnürung Z_u sind in den Bildern 12-14 in Abhängigkeit von der Standzeit und getrennt nach Prüftemperaturen dargestellt. Jeweils sind die bisher vorliegenden Werte der beiden PSB-Chargen als Vergleich mit herangezogen worden. Bei 500 und 550°C Prüftemperatur besteht die Tendenz, daß mit zunehmender Standzeit die Duktilität leicht abnimmt (Bild 12 + 13). Bei 600 bis 750°C ist die Aussage nicht so eindeutig, weil unabhängig von der Standzeit sehr unterschiedliche Duktilitätskennwerte anfallen. Dieser Befund deckt sich auch mit den Ergebnissen der VDEH und NRIM-Schmelzen [6]. Die Ursache liegt in dem sehr

komplexen Ausscheidungsverhalten in diesem Temperaturbereich dieses Stahltypes. Während bei dem Mo-freien Stahl 1.4948 (= AISI 304) lediglich $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen beobachtet werden [8-11], bilden sich beim Stahl AISI 316 (= 1.4919) die Laves-, Chi- und σ -Phase [8,12-21]. Die Bildung dieser Phasen ist nicht nur temperaturabhängig sondern im Falle von zeitstandbeanspruchten Proben zudem noch σ -t-abhängig.

Die Bruchdehnung als Duktilitätskennwert umfaßt im Zug- und Zeitstandversuch die Gesamtverlängerung der Probe bis zum Bruch. Im Zeitstandversuch bedeutet das, daß die Bruchdehnung A_U aus der Belastungsdehnung ε_0 bei Versuchsbeginn und der Kriechdehnung ε_{Kr} besteht. Wie schon unter 4.1 deutlich beschrieben, kommt es bei den bei 500-650°C realisierten Versuchsspannungen zu erheblichen Belastungsdehnwerten ($> 150 \text{ MPa} > 1\%$). Im Bild 14 sind für die Prüftemperaturen 500-600°C die Dehnwerte in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen, wobei jeweils von der Bruchdehnung A_U die Belastungsdehnung ε_0 abgezogen wurde, sodaß der gestrichelte Kurvenverlauf (x---x) die Kriechdehnung darstellt. Erst bei Standzeiten $> 50\,000$ std bei 600°C und $> 1\,000$ bei 650° (= $\sigma < 150 \text{ MPa}$) liegt die Belastungsdehnung unter 1% (s.a. Tabelle 4 und 5).

4.6 Metallografische Untersuchungen und Härtemessungen

Ein Teil der im Zeitstandversuch geprüften Proben wurde metallografisch untersucht, um Aufschluß über das Bruchverhalten zu bekommen und das komplexe Ausscheidungsverhalten durch lichtmikroskopische Gefügedarstellungen zu veranschaulichen. In den Bildtafeln 15-18 sind Aufnahmen im ungeätzten Zustand der durch die Probendehnung verformten Meßlänge dargestellt, um das Auftreten von trans- und interkristallinen Aufrissen zu demonstrieren. Im geätzten Zustand ist die Bruchausbildung sowie die Bildung von Korngrenzen- und Matrixkarbiden erkennbar. In gleicher Weise wird die Ausscheidungs- und Phasenbildung durch Aufnahmen aus dem Probenkopf, der ja durch die Versuchsspannung nicht deformiert und praktisch nicht beeinflußt wurde, gezeigt (Bild 19-21).

Bei 500 und 550°C Prüftemperatur erfolgt der Bruch bis zu den bisher maximalen Standzeiten als Mischbruch, wobei in der Bruchzone inter- und transkristalline

Aufrisse vorliegen und die einzelnen Körner nicht nennenswert deformiert sind (Bild 15).

Bei 600 und 650°C ist eine deutliche Änderung im Gefüge in Abhängigkeit von der Beanspruchungszeit erkennbar. Einmal sind die Körner stärker deformiert, was sich ja auch in den höheren Bruchdehnungswerten im Bild 12 ausdrückt und desweiteren ist die extrem starke Ausscheidungsbildung erkennbar (Bilder 16 und 17). Im Bild 17 zeigt die Probe mit der längeren Standzeit keine Aufrisse in der Bruchzone.

Dies ist auch bei den bei 700 und 750°C geprüften Proben der Fall (Bild 18). Dies ist insofern bemerkenswert, weil der Mo-freie Stahl 1.4948 über den gesamten untersuchten Temperatur- und Zeitbereich diese Aufrisse in der Bruchzone zeigte und mit der einsetzenden Bildung der $M_{23}C_6$ Ausscheidungen eine deutliche Abnahme der Duktilitätskennwerte verbunden war [10].

Um die Bildung von Ausscheidungen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und Zeit zu zeigen, sind in den Bildern 19-21 Aufnahmen aus dem jeweiligen Probenkopf von gefahrenen Zeitstandproben dargestellt. Deutlich ist die zeitabhängige Gefügeänderung bei 750°C in der Bildtafel 21 erkennbar, wobei die Probe mit der maximalen Standzeit deutliche Mengen von σ Phase aufweist.

Die Schliffbilder zeigen auch die teilweise stark inhomogene und streifenförmige Anordnung der Ausscheidungen, was auch zur starken Streuung der Duktilitätskennwerte beiträgt.

Härtemessungen an den metallografischen Proben erlauben eine ergänzende Aussage, inwieweit Ausscheidungs- und Deformationsvorgänge die ursprüngliche Matrixhärte beeinflussen. Im Bild 22 sind die in der Meßlänge und im Probenkopf gemessenen Härtewerte in Abhängigkeit von der Probenstandzeit aufgetragen. Im unteren Bildteil zeigen die im Probenkopf gemessenen Härtewerte eine schwache, aber deutlich ausgeprägte Matrixverfestigung in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und Prüfzeit, als Folge der abgelaufenen Ausscheidungsvorgänge. Die in der Meßlänge gemessenen Härtewerte geben zusätzlich die Materialverfestigung durch die Probendeformation wieder, die wesentlich stärker ausgeprägt ist. Diese Verfestigung wird allerdings im Laufe der Versuchszeit durch die

Temperatureinwirkung weitgehend wieder abgebaut, wie der beispielhaft eingezeichnete Kurvenverlauf für die bei 550 und 750°C geprüften Proben zeigt.

Danksagung

Die Autoren danken den Herren A. Falkenstein, J. Sanchez und J. Ruz für die zuverlässige Durchführung und Betreuung der Zeitstandversuche und den Herren P. Graf, H. Meinzer und H. Zimmermann für die Durchführung der metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen.

5. Literatur

- [1] K. Ehrlich
"Werkstoffe für die erste Wand von Fusionsreaktoren"
Kerntechnik 19 (1977) Nr. 6 S. 263-267

- [2] R.E. Gold, E.E. Bloom, F.W. Clinard, D.L. Smith, R.D. Stevenson,
W.G. Wolfer
Nuclear Technology / Fusion 1 (1981) 169

- [3] R.R. Solano
"Materiales de primera pared en reactores de fusion por
contaminacion magnetica"
ENERGIA NUCLEAR, Espana 29 (157) Sept./Okt. 1985 S. 369-374

- [4] K. Ehrlich, D. Munz, K. Anderko
"Metallische Strukturwerkstoffe als Erste-Wand-Materialien"
KTG-Tagung 2.-4.6.1987, Karlsruhe, Fachsitzung Material für
Kernfusionsanlagen

- [5] M. Schirra
"Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des SNR-300-Struktur-
werkstoffes X6CrNi 1811 (1.4948)"
KfK-Bericht 4273, Februar 1988

- [6] NRIM - Creep Data Sheet Nr. 15A - 1982
National Research Institute for Metals - Tokio Japan

- [7] F.H. Norton
"The creep of steel at high temperatures"
Mc Graw Hill Publishing Co. Ltd., 1929
- [8] M. Pohl
"Elektronenmikroskopische Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten unstabilisierter Chrom-Nickel-Stähle im Temperaturbereich von 500 bis 800°C"
Diss.: Rhein.-Westf. Technische Hochschule Aachen, Fakultät für Bergbau und Hüttenwesen, 1977
- [9] S. Barroso, K. Ehrlich, R. Groß
"Untersuchung zum Ausscheidungsverhalten und zur Mikrostruktur des Werkstoffes X6CrNi 1811 (1.4948) unter Kriechbeanspruchung"
Jahrestagung Kerntechnik 80, Reaktortagung 1980.
Berlin, 25.-27. März 1980,
Kerntechnische Ges. e.V., Deutsches Atomforum e.V.
Eggenstein-Leopoldshafen: Fachinformationszentrum Energie, Physik, Mathematik; 1980, S. 709-12
- [10] M. Schirra, K. Ehrlich, R. Groß, B. Seith, R.R. Solano, M. de las Rivas, S. Barroso
"Zeitstand- und Strukturuntersuchungen am SNR-Strukturwerkstoff X6CrNi 1811 (1.4948) im Rahmen des Extrapolationsprogrammes"
(Abschlußbericht), KfK-Bericht 3397, Mai 1985
- [11] R. Groß, B. Bennek-Kammerichs
"Bestimmung der Kriechmechanismen am SNR-Strukturwerkstoff X6CrNi 1811 (1.4948) aus den Strukturuntersuchungen"
KfK-Bericht 4086
- [12] W. Koch, A. Schrader, A. Krisch, H. Rohde
"Änderungen im Gefüge austenitischer Stähle bei Zeitstandversuchen"
Stahl und Eisen 78 (1958) S. 1251-1262

- [13] F. Garofalo, F. v. Gemmingen, W.F. Domis
"The creep behaviour of an austenitic stainless steel as effected by carbides precipitated on dislocation"
Transactions of the ASME, Vol. 54 (1961) S. 431-445
- [14] G. Lennartz
"Der Gefügebau und dessen Veränderung in dem säurebeständigen austenitischen Cr-Ni-Mo-Stahl X5CrNiMo 1713"
DEW Technische Berichte Bd. 4 (1964) Heft 1, S.13-18
- [15] G. Lennartz
"Einfluß von Legierungselementen auf das Ausscheidungsverhalten austenitischer Cr-Ni-Stähle"
Mikrochim Acta 1965/3, S. 405-428
- [16] H. Thier, A. Bäuml, E. Schmidtman
"Einfluß von Stickstoff auf das Ausscheidungsverhalten des Stahles X5CrNiMo 1713"
Archiv f.d. Eisenhüttenwesen Heft 4 (1969) S. 333-339
- [17] B. Weiss, R. Stickler
"Phase instabilities during high temperature exposure at 316 austenitic stainless steel"
Metallurgical Transactions, Vol.3 (1972) S. 851-866
- [18] K.D. Challenger, J. Moteff
"Quantitative Characterization of the substructure of AISI 316 stainless steel resulting from creep"
Metallurgical Transactions, Vol. 4 (1973) S. 749-755
- [19] D. Blazejak, G. Herbsleb, K.J. Westerfeld
"Der Einfluß von Stickstoff auf die korrosionschemischen Eigenschaften lösungsgeglühter und angelassener austenitischer 18/10 CrNi-Stähle und 18/10 CrNiMo-Stähle (Ausscheidungsverhalten)
Werkstoffe und Korrosion 27 (1976) S. 398-403

- [20] D.G. Morris, D.R. Harris
"Massive particle formation in a type 316 stainless steel during creep"
AERE-M-2842 Report (1976) S. 1-12
- [21] H. Gerlach
"Warmfeste austenitische Stähle"
Werkstoffkunde der gebräuchlichen Stähle
VDEH (1977) S. 106-117

Chemische Zusammensetzung 316L (N) bzw. 316 NET

Tabelle 1

Charge	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	Nb/Ta	+ Ti	B	N	
Spezifikation (min) (max)	0,020 0,030	≤0,5	1,6 2,0	≤0,025	≤0,015	17,0 18,0	12,0 12,5	2,3 2,7	≤0,3	≤0,25	Σ ≤0,1		≤0,0015	0,06 0,08	
013824 (Krupp)	0,026	0,15	2,06	0,024	0,002	17,39	12,50	2,43	0,04	0,05	0,01	0,01	0,0004	0,067	
Stückanalyse											0,002				
Kontrolle TEW,KSW	0,024	0,13	2,01	0,015	<0,003	17,44	12,54	2,40	0,05	0,04	<0,01 <0,005	<0,01	0,0007	0,061	
11477 (Creusot)	0,020	0,32	1,80	0,020	0,0006	17,34	12,50	2,40	0,12	0,030	0,042	0,008	0,0014	0,080	
Stückanalyse											0,005				
Kontrolle TEW Blech 26214	0,022	0,31	1,85	0,019	0,003	17,43	12,46	2,53	0,12	0,020	0,01 0,01	0,01	0,0004	0,082	
12247 (NET)	0,022	0,46	1,82	0,027	0,001	17,4	12,34	2,3	0,20	0,17	0,01		0,0007	0,06	Ispra Telex 1/84
VDEH-Spezifikation 1.4919	0,04 0,08	≤0,75	≤2,0	≤0,045	≤0,030	16,0 18,0	12,0 14,0	2,0 2,5							
VDEH-Chargen 1.4919	0,052 0,055	0,43 0,60	1,40 1,77	0,019 0,032	0,007 0,023	17,06 17,50	13,24 13,70	2,26 2,30	0,06 0,26	0,13 0,24	<0,03	<0,03 0,08	0,0008 0,0009	0,03 0,052	0,02 V 0,08
NRIM Chargen SUS 316(B)	0,06 0,08	0,46 0,81	1,41 1,75	0,026 0,032	0,007 0,026	16,97 17,43	10,28 12,48	2,25 2,49	0,14 0,35		0,03 0,04	0,009 0,047	0,0007 0,0016	0,0159 0,0290	NRIM 15A 1982

Legierung Charge-Nr. Zustand	Pr. Ø mm	Vers. Nr.	σ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
AISI 316L	8	JEN	500	470	Bel.									34.6	60.9	
12247-NET	8	JEN		450	Bel.									34.2	71.1	
Anl.-Zustand	8	3058		440	Bel.									36.4	67.0	
(= lsg.)	8	3045		435	8611	24.0	52	210	1460	3310	5750	8470		37.6	39.9	2.3
	8	L15		430	2100	16.0	10	35	140	400	1000	2000		32.4	35.0	16
	5	3047		425	8110	24.8	45	215	1445	3480	5990	8007		35.6	59.4	2
	8	L17		410		17.2	20	90	bei	540h	abge- brochen					
	8	L14		400		16.8	100	650	8000	17250						0.4
	8	L19		390	16213	14.4	10	48	800	3800	10000	15000		22.2	34.0	1.7
	8	L16		380		12.4	65	400	5000	11000						0.65
	8	L18		370		11.2	340	2200	11500							0.3

Legierung Charge-Nr. Zustand	Pr. Ø mm	Vers. Nr.	T °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		A_c %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
AISI 316L	5	2837	550	440	Bel.									35.6	56.6	
12247-NET	8	3147		420	11	26.4	0.5	0.8	1.7	2.9	5	9		40.6	68.3	237
Anlieferungszust.	5	2838		400	52	21.6	1	2.25	5.25	10	18.5	38		44.4	64.1	1072
(= lsg.)	3	1813		390	279	17.0	10.5	19	44	91	166	273		28.8	54.7	103
	3	1812		380	400	14.8	3	18	124	243	334			25.4	59.7	25
	8	3042		360	704	12.8	1	3	14	56	216	582		34.6	39.9	48
	8	3043		330	2719	10.8	5	25	200	751	1705	2552		20.4	31.8	8.4
	8	3044		300	6308	8.2	11	38	312	1490	3610	5653		18.0	31.9	3.5
	8	2828		280	18967	7.0	30	155	1280	4250	8450	13280		30.0	33.0	1.5
	8	3014	600	330	24	11.6	0.1	0.2	0.45	0.8	1.6	7.3		37.0	64.0	3864
	8	1800		310	134	10.8	0.25	0.5	2.25	9.5	38	92		29.8	46.6	354
	8	1801		310	112	9.6	0.25	0.8	3	8.75	30	76		29.8	48.6	454
	8	1802		310	266	9.6	1.6	3.5	12.5	39	94	185		28.6	40.2	181
	5	1803		310	126	8.8	0.75	1.25	4	11	31	71		39.6	39.7	512
	5	1804		310	99	8.8	0.5	1.3	5	13.5	31	63		34.8	51.4	560
	5	1805		310	107	8.4	0.5	1.2	3.2	8	23	59		38.4	45.5	560
	5	1806		310	94	9.8	0.7	1.2	3	7	18	46		49.2	54.1	860
	5	1807		310	140	9.8	0.5	1.2	3.3	9.6	30.5	83		32.4	56.8	420
	5	1808		310	101	9.0	0.7	1.4	3.4	8.3	23	56		38.4	54.1	680

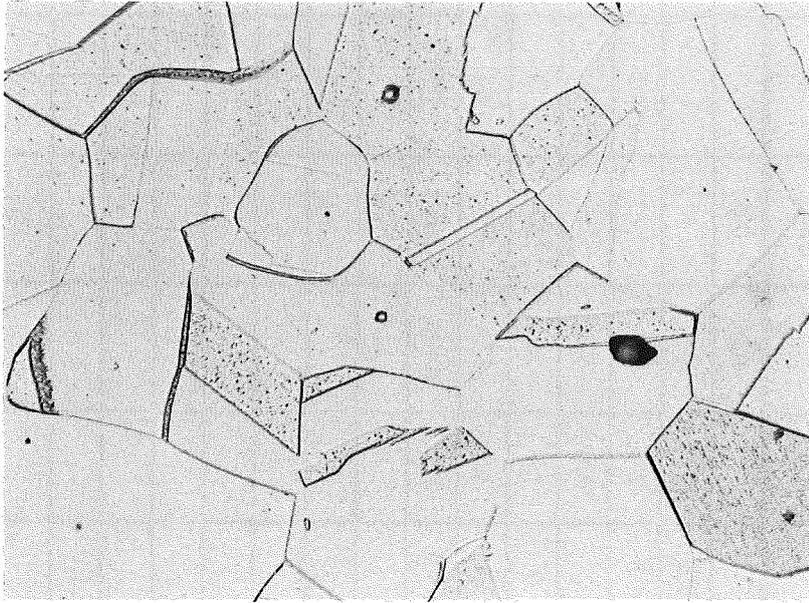
Legierung Charge-Nr. Zustand	Pr. Ø mm	Vers. Nr.	°C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		A_u %	Z_u %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
AISI 316L	8	L21	600	290	167	8.7		0.6	2	8	27	80		44.2	59.3	410
12247-NET	8	1799		280	664	8.2	2.5	7.5	42	137	315	560		28.8	44.7	48
Anlieferungszust.	8	L27		260	510	5.9	0.25	0.7	3.6	25	110	240		44.2	56.1	104
(= lsg.)	8	L22		240	1063	5.5		1.3	10	60	210	440		36.0	56.1	65
	8	JEN		220	5380	3.9	1	4	50	260	600	1500		45.4	65.5	24
	8	L25		200	16260	2.7	10	60	320	950	2000	8500		36.0	60.9	4
	8	L23		180	24535	2.5	70	340	1000	2400	8000	16500		35.0	75.0	1.5
	8	L24		160		1.1	35	160	750	2150	14000					0.55
	8	3148	650	260	24	6.4		0.1	0.4	1	2.7	8		54.2	64.0	5364
	8	JEN		240	36	5.6			0.5	1.6	4.7	12		46.0	57.8	3860
	5	1864		240	44	10.4		0.1	0.3	1.2	3.5	12		52.8	64.3	3116
	5	1865		240	40	5.2		0.1	0.35	1.1	3.3	11		50.0	64.1	3720
	5	1866		240	51	4.6		0.1	0.3	0.9	3.6	12.5		57.2	69.0	3220
	5	1867		240	50	4.8		0.15	0.7	1.7	4.5	13.5		60.4	62.0	3130
	8	L42		220	114	4.4	0.1	0.5	2	7	19	41		46	56.1	866
	8	L42a		220		3.1			1.5	8	26	65	bis	5%		
	8	2912		210	85	4.4	0.15	0.5	2.5	7.5	17	38		32.8	64.2	1046
	8	L43		200	309	3.0		0.7	4	11	36	100				405

Legierung Charge-Nr. Zustand	Pr. Ø mm	Vers. Nr.	γ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h	$\epsilon_{1\%}$ Gesamt $\epsilon_0 + \epsilon_{Kr}$ h	A_U %	Z_U %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
AISI 316L	8	2897	650	190	253	2.8	0.25	0.5	3.3	18	41	97		31.0	67.3	434
12247 - NET	8	L44		180	1004	1.8	0.5	1.2	9	38	100	320				140
Anlieferungszust. (= lsg.)	8	L45		160	2845	0.96	2.5	9	42	120	380	1300	2	54.0	76.3	25
	8	3025		150	3137	0.36	7	20	78	204	601	1589	108	42.4	78.5	22
	8	JEN		140	3623	0.25	7	23	75	230	800	1700	150	54.0	74.0	17
	8	JEN		120		0.23	22	60	230	1050	2820	4540	500			3.5
	8	3149	700	200	14	3.4			0.16	0.5	1.3	3.6		48.0	74.4	12300
	8	3059		180	36	2.6		0.2	0.6	1.5	3.5	9.3		52.4	76.2	4940
	5	1809		160	135	1.0	0.3	0.8	2.7	6.4	14	34		74.8	73.5	1375
	3	1810		160	107	0.43	0.4	1.4	4.5	9.3	18	40	5	35.1	67.0	1086
	8	1811		160	110	1.1	0.1	0.3	1.3	3.8	9.5	25		66.2	85.1	1820
	8	L31		140	294	0.7		1	4	11	28	80	2	87.0	89.0	757
	8	3015		120	604	0.2	1.5	4	12	37	86	198	26	54.0	85.9	174
	8	L32		100	1553	0.08	4	13	50	140	250	460	126	84.6	86.0	54
	8	L33		80	6445	0.06	11	60	440	850	1400	2600	780	77.6		7
	8	JEN		70		0.04	45	250	1200	2230	3570	6670	2150			3
	8	L34		60		0.04	140	660	3305	5200	7200	11060	5150			0.74

AISI 316 (L)

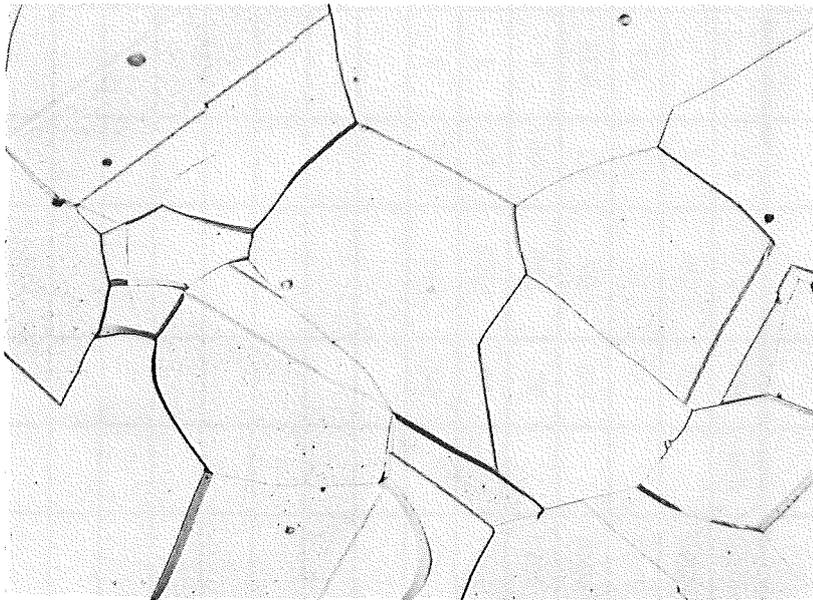
Charge 12247 (NET)

Anlieferzustand=lösungsgeglüht



57748

HV₃₀=134-149

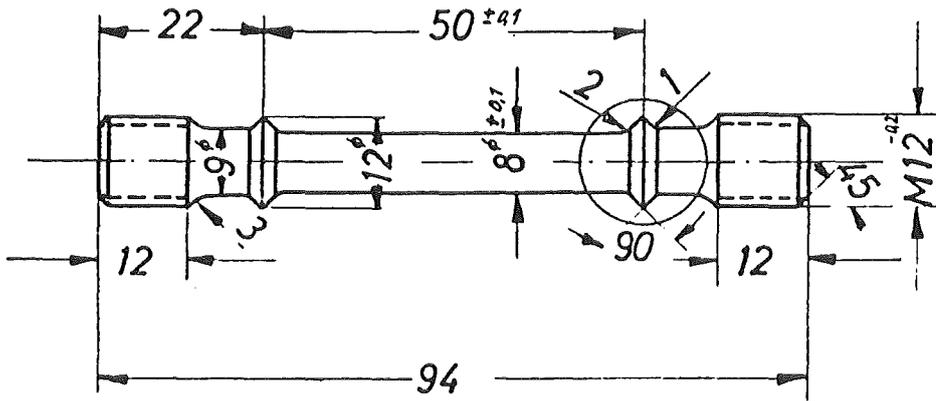


57754

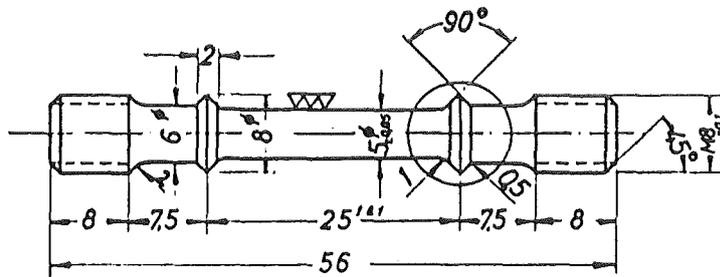
x500

Probenformen für Zeitstandversuche

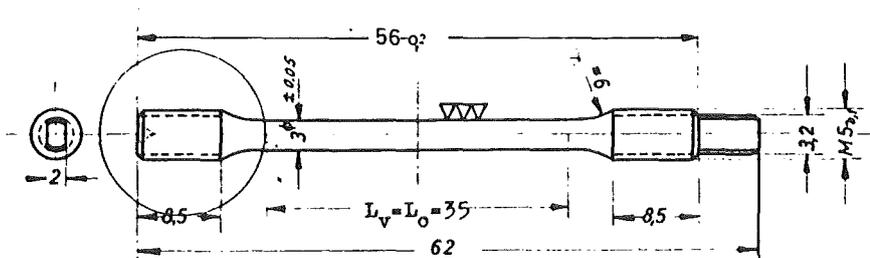
A) $\phi 8 \times 50 \text{ mm}$ (doxLo)



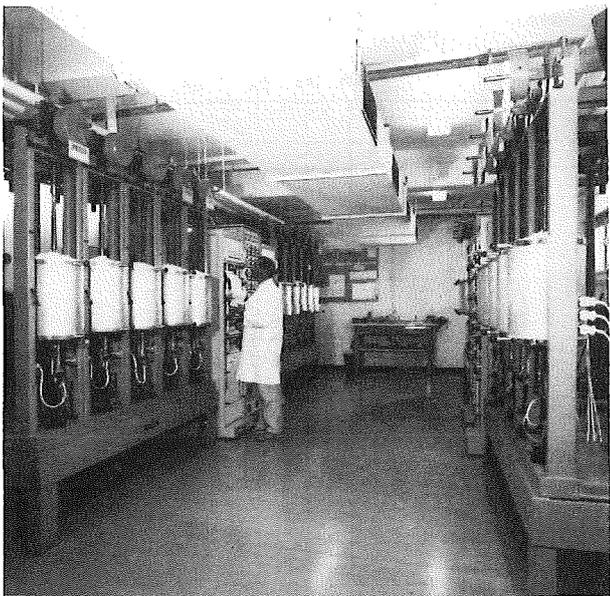
B) $\phi 5 \times 25 \text{ mm}$



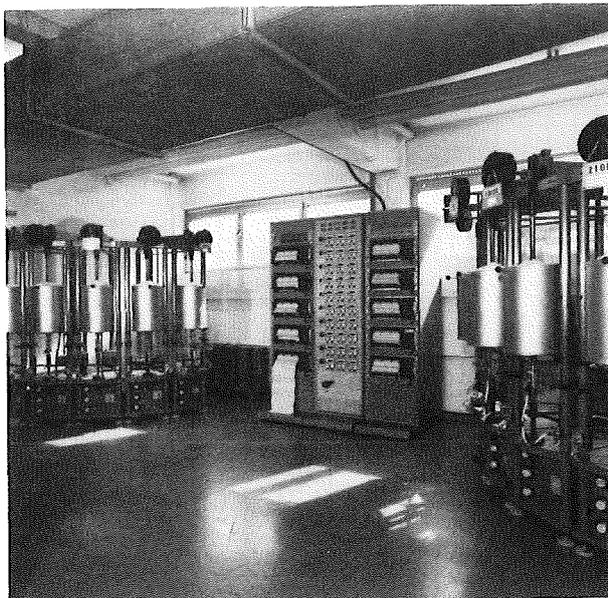
C) $\phi 3 \times 35 \text{ mm}$



a)



b)

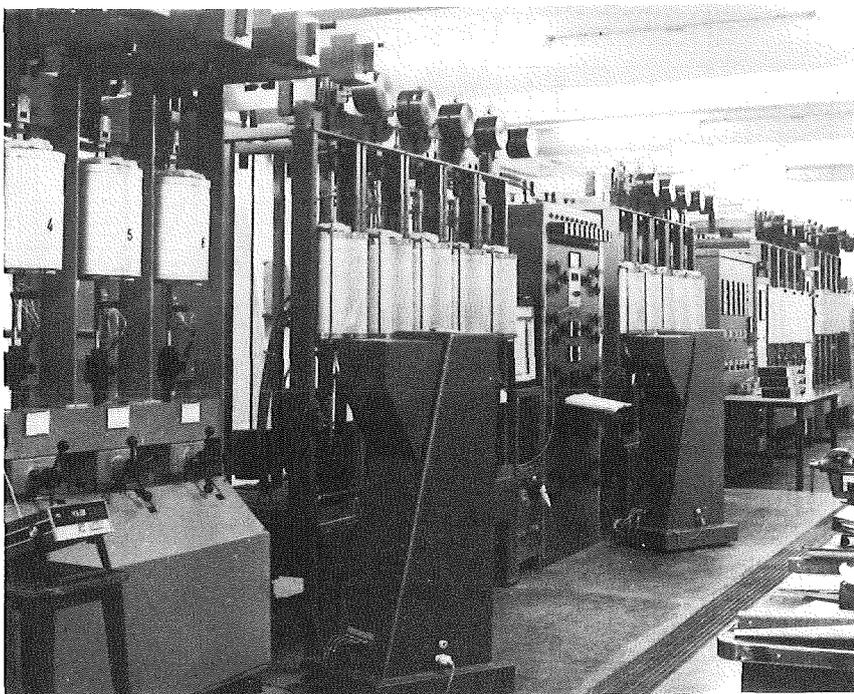


c)

Bild 4

Ansicht der Zeitstandprüflabors

- a) KfK/IMF ZS-Labor I (Normalatmosphäre)
- b) -"- ZS-Labor II -"-
- c) -"- ZSV-Labor (Vakuumanlagen)



d) JEN-Madrid
(Normalatmosphäre)
Teilansicht

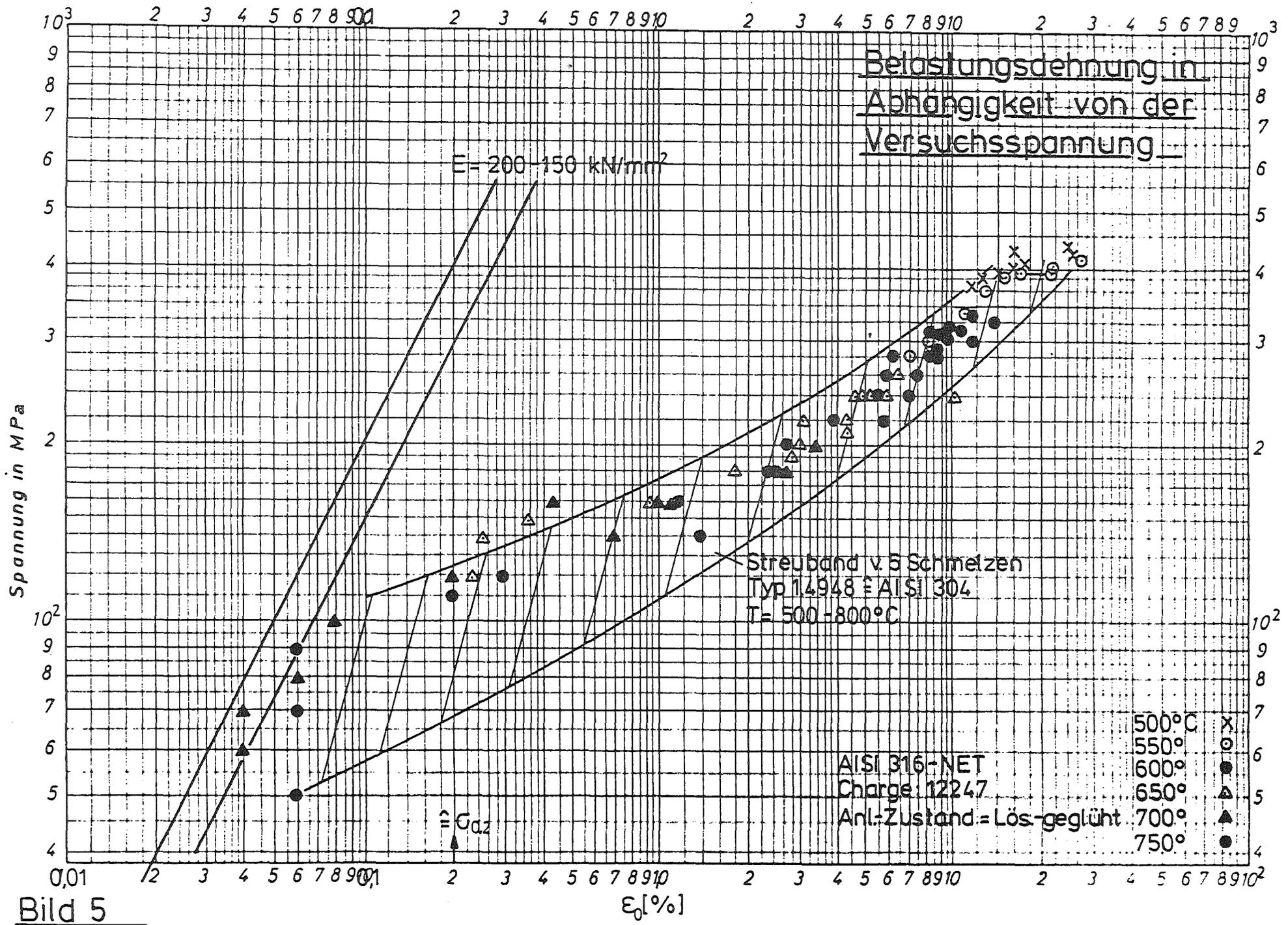


Bild 5

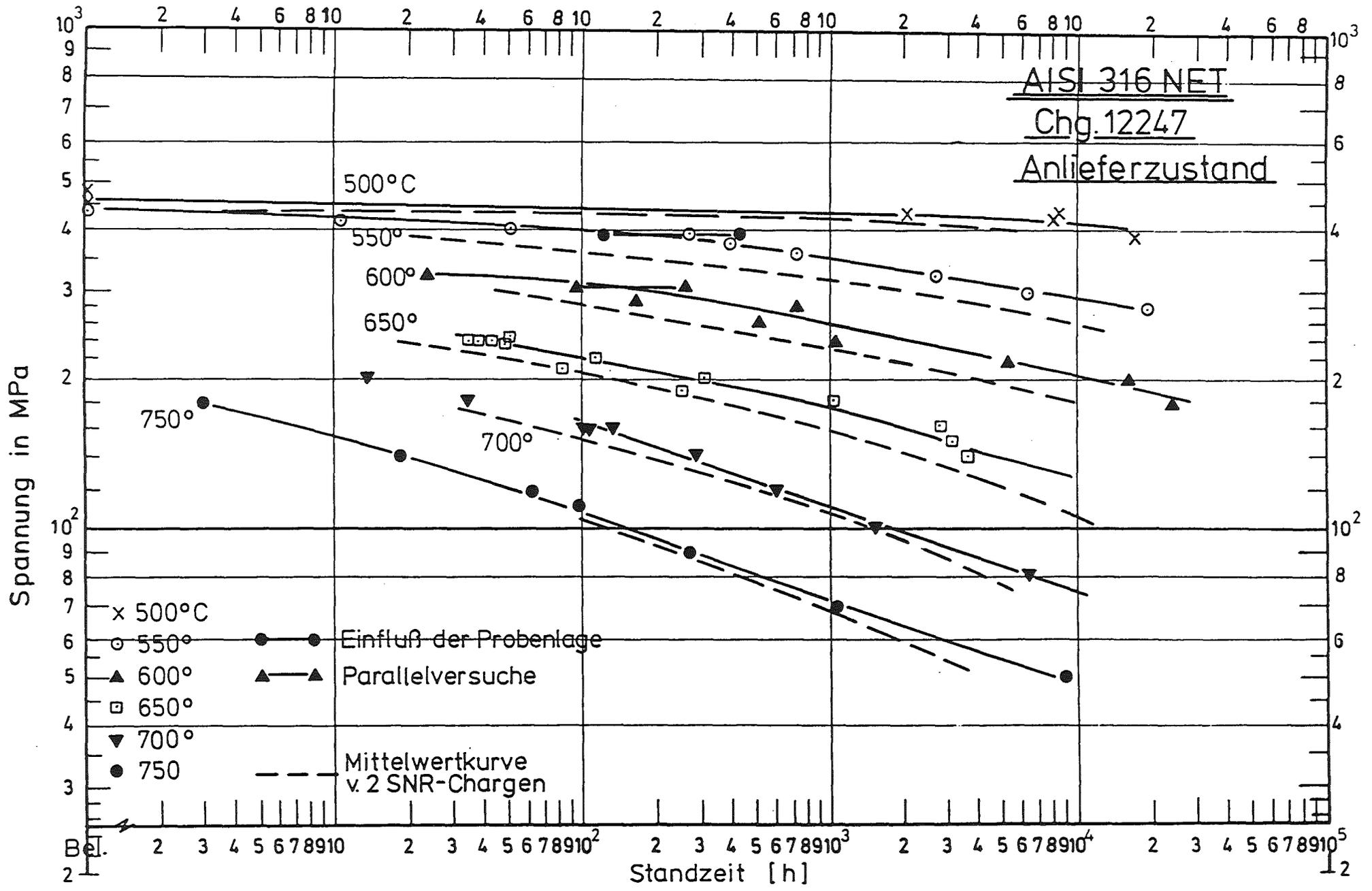
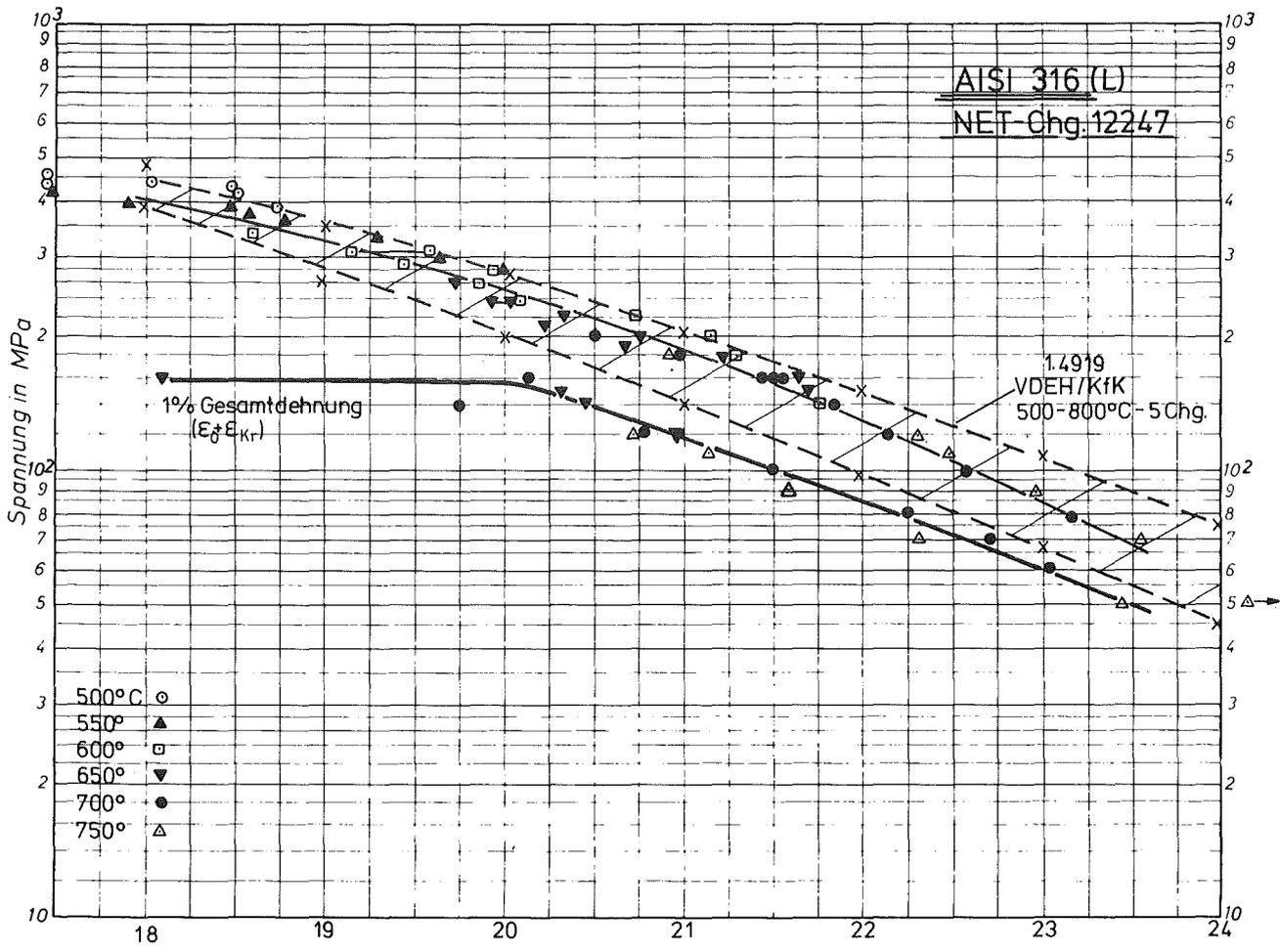


Bild 6 : Zeitstandfestigkeitskurven



$$P = T_K \cdot (20 + \log t_m) \cdot 10^{-3}$$

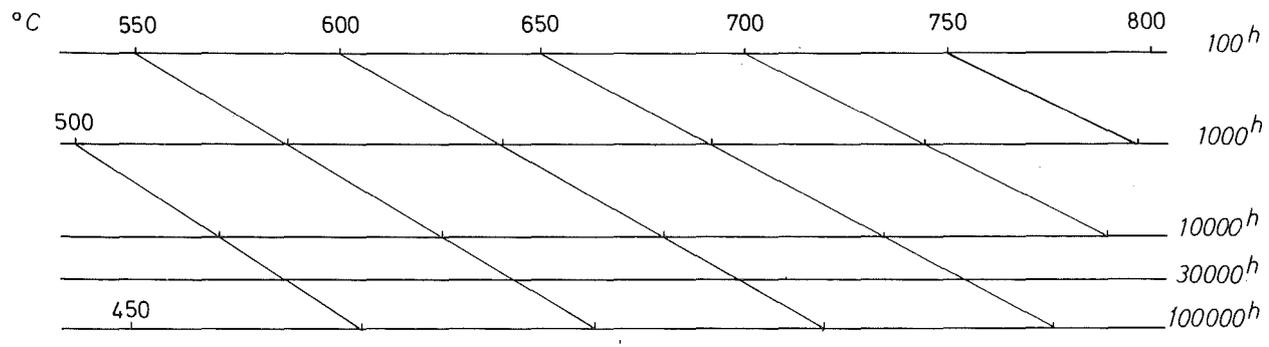
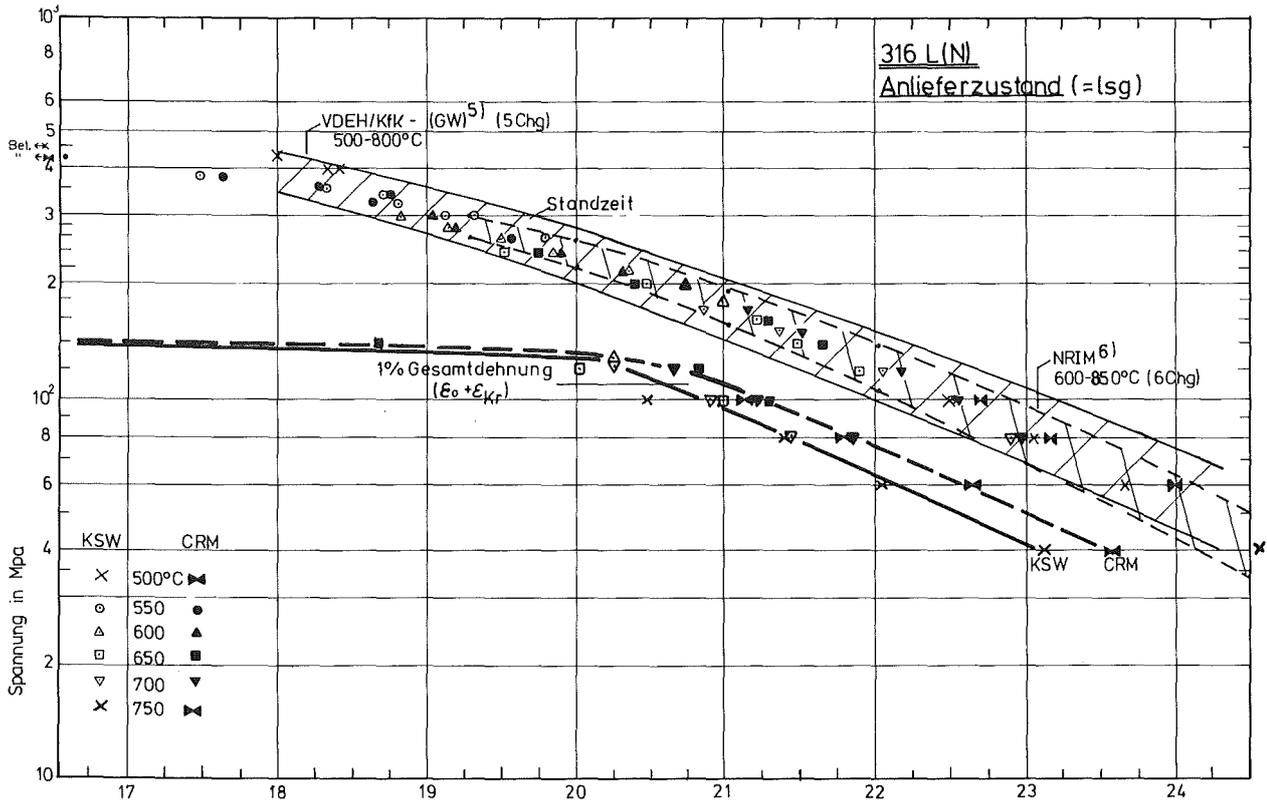


Bild 7 : Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)



$$P = T_K \cdot (20 + \log t_m) \cdot 10^{-3}$$

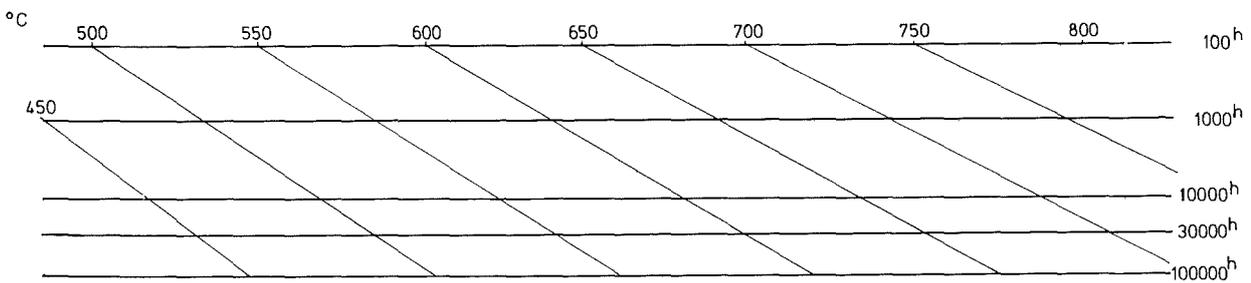


Bild 8 : Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

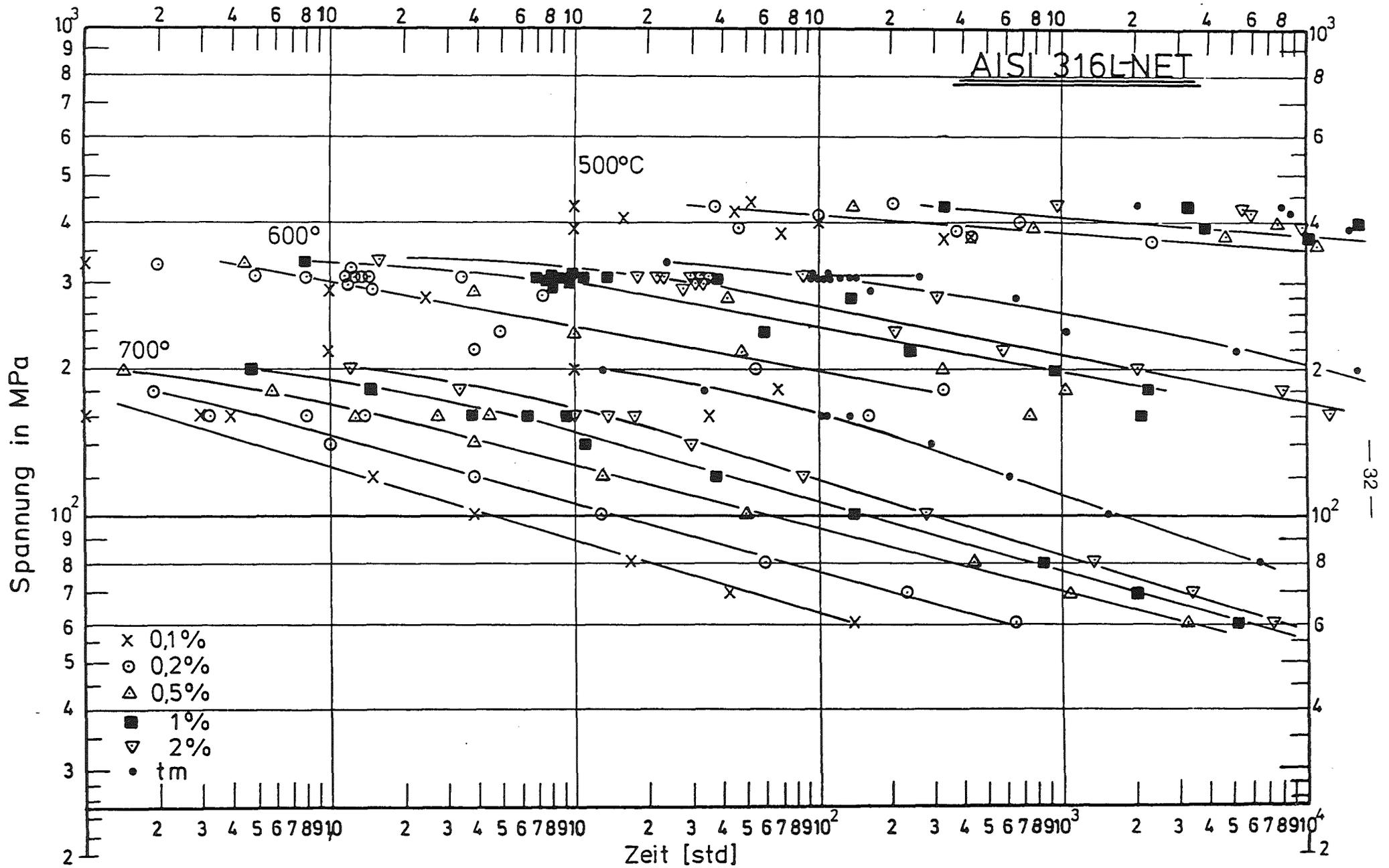


Bild 9: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

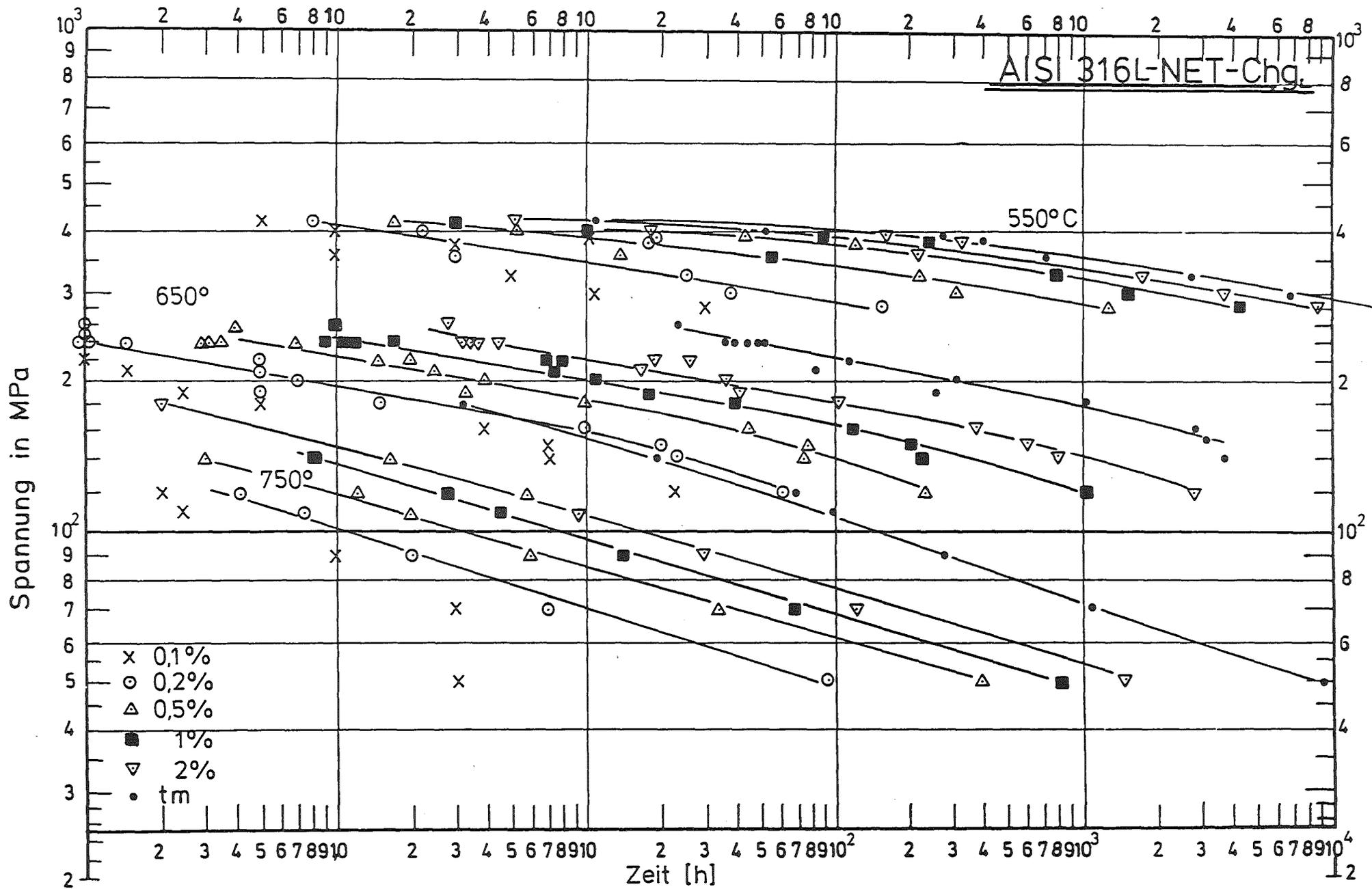


Bild 10: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

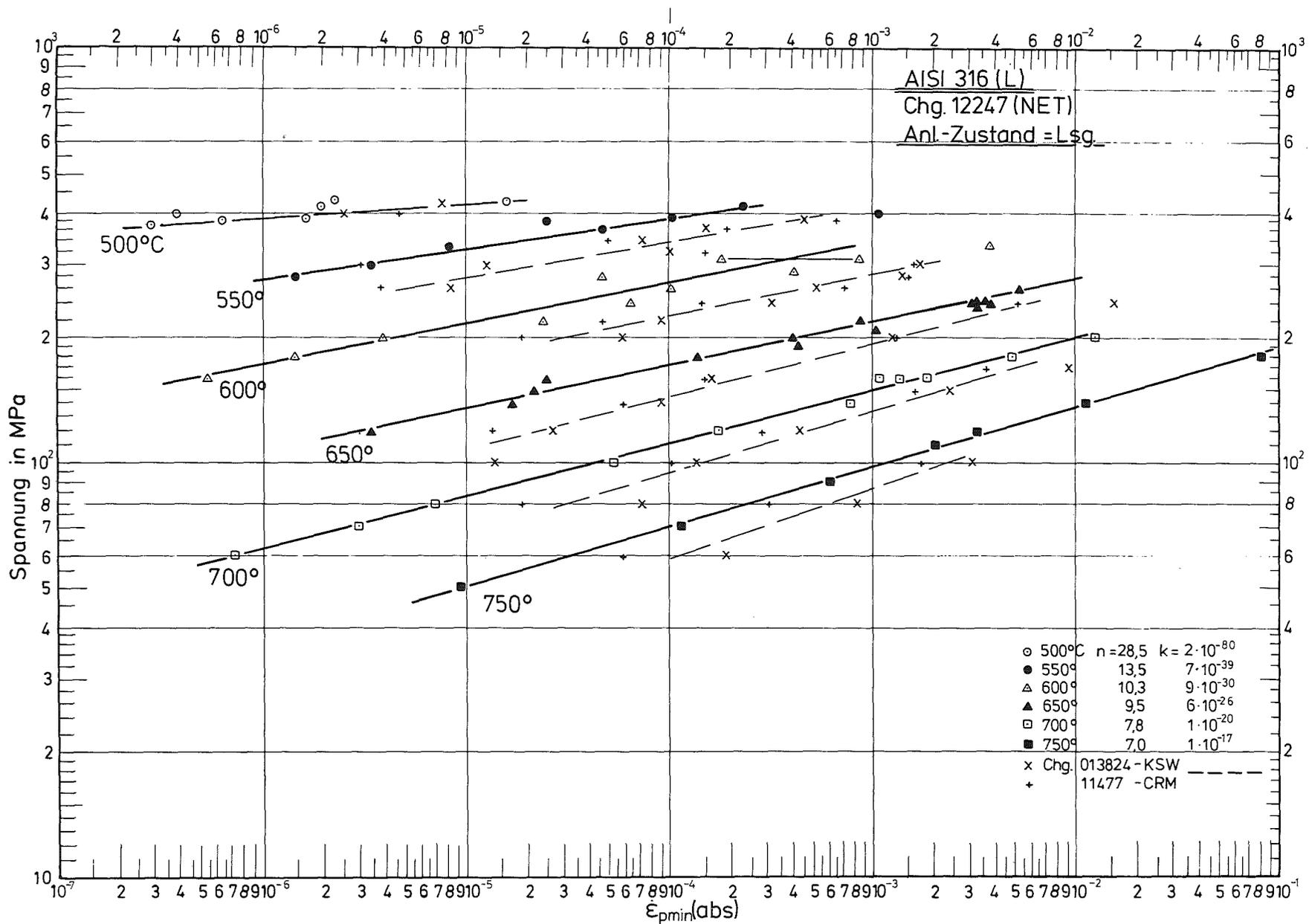


Bild 11: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

AISI 316(L)
Lösungsgeglüht

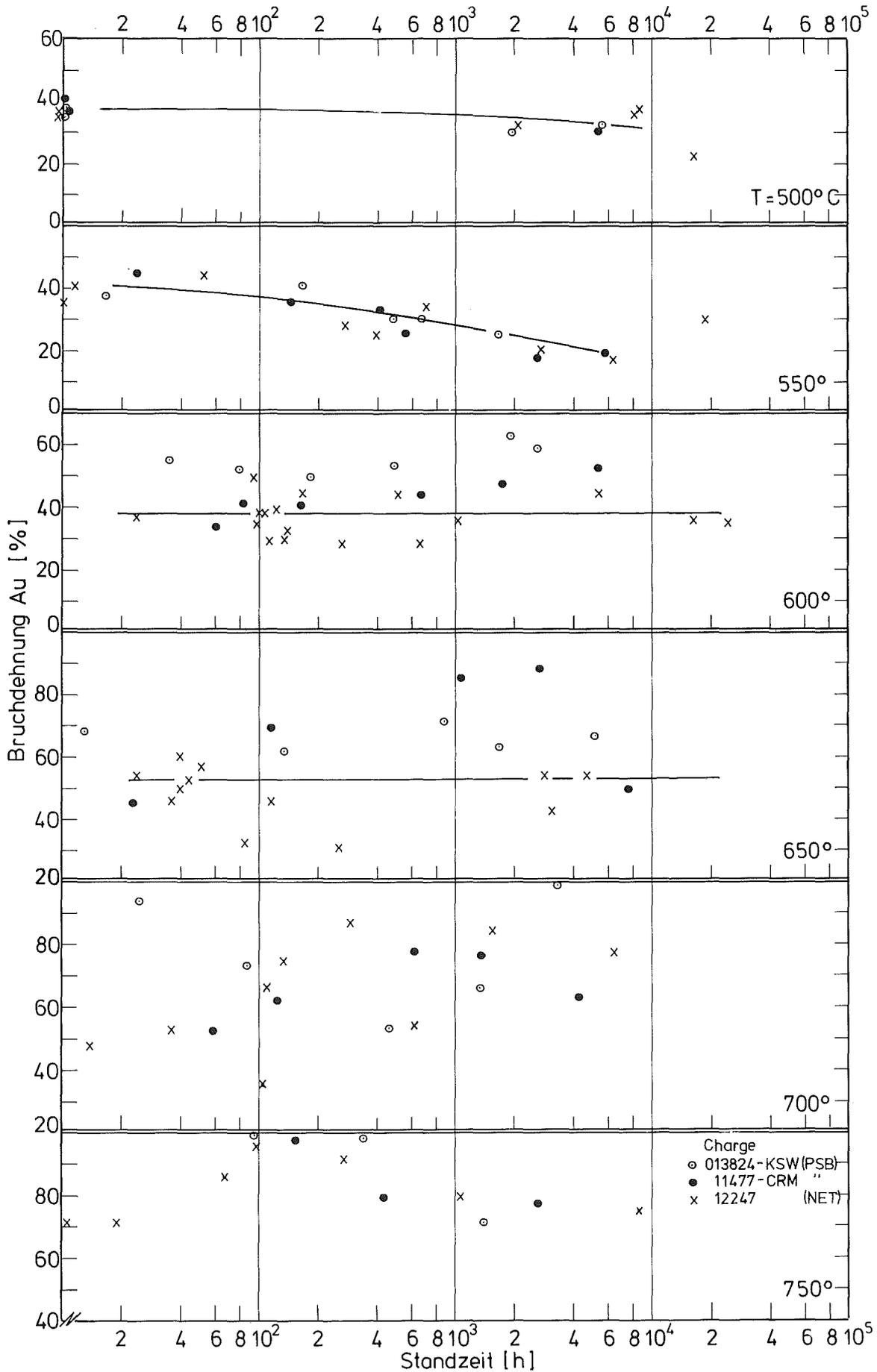


Bild 12: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

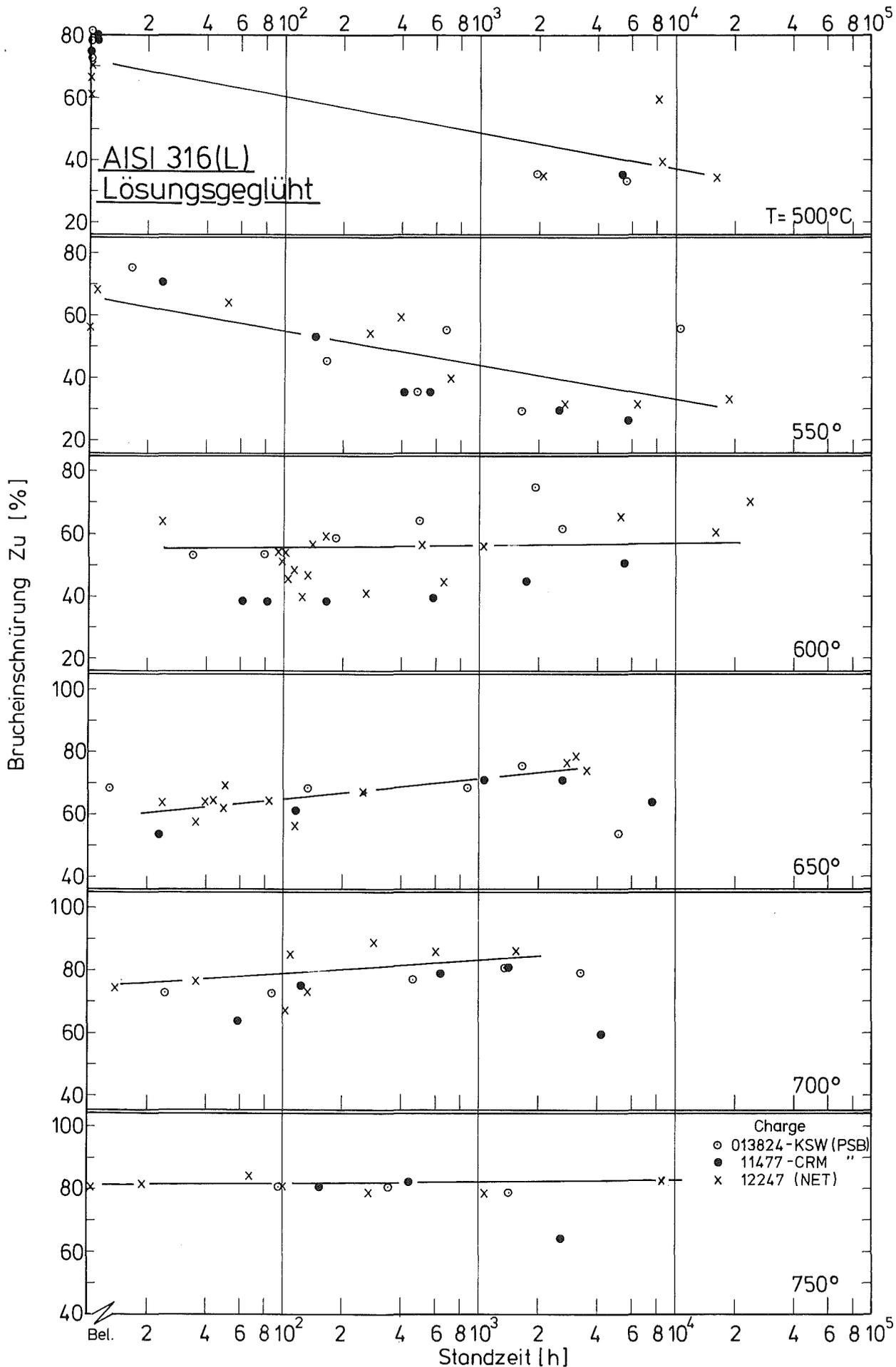
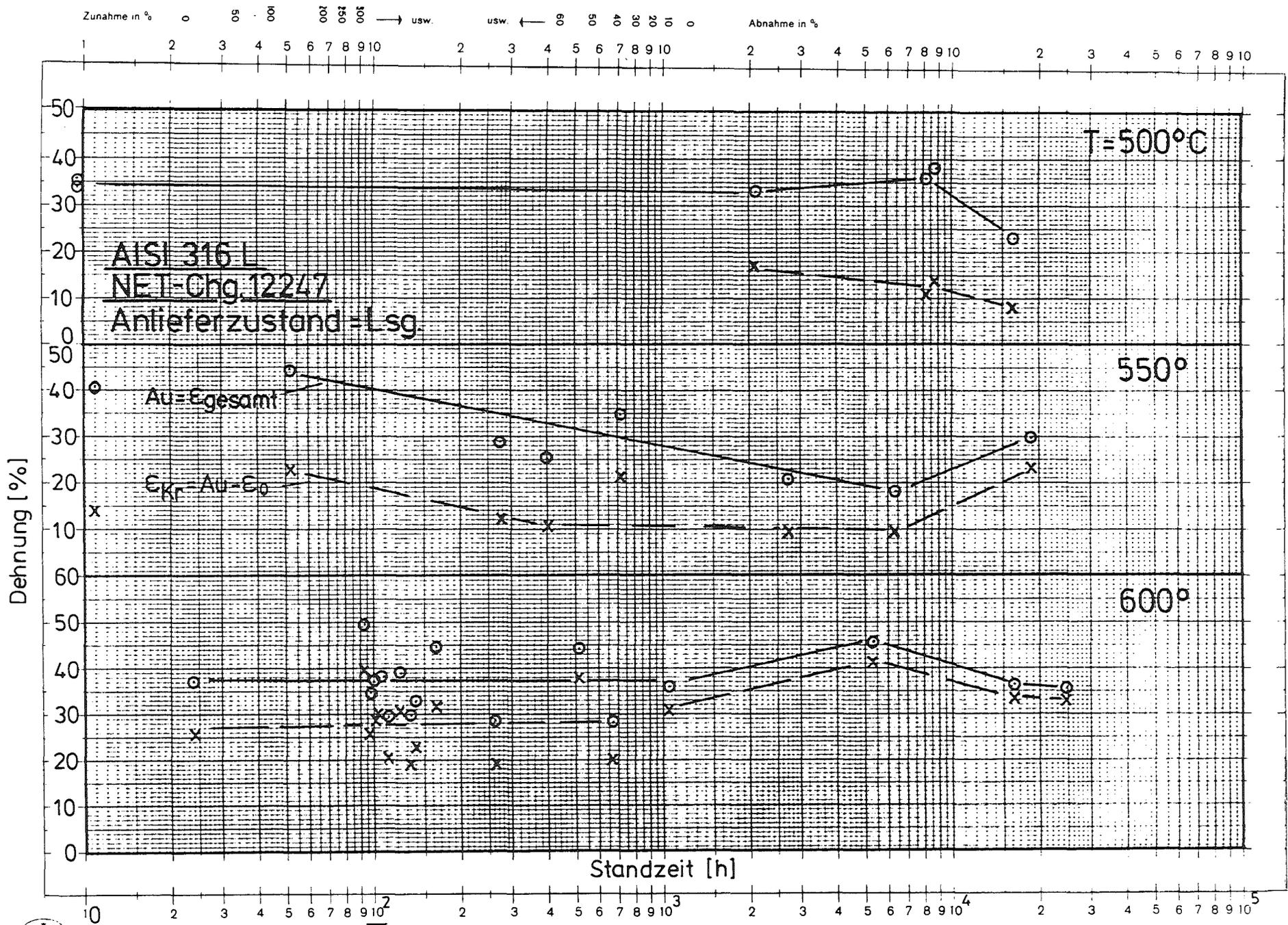
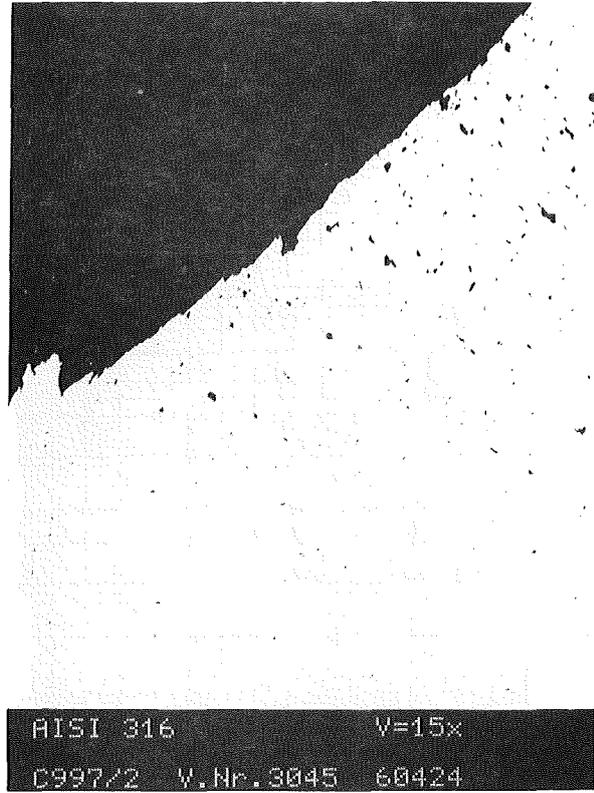
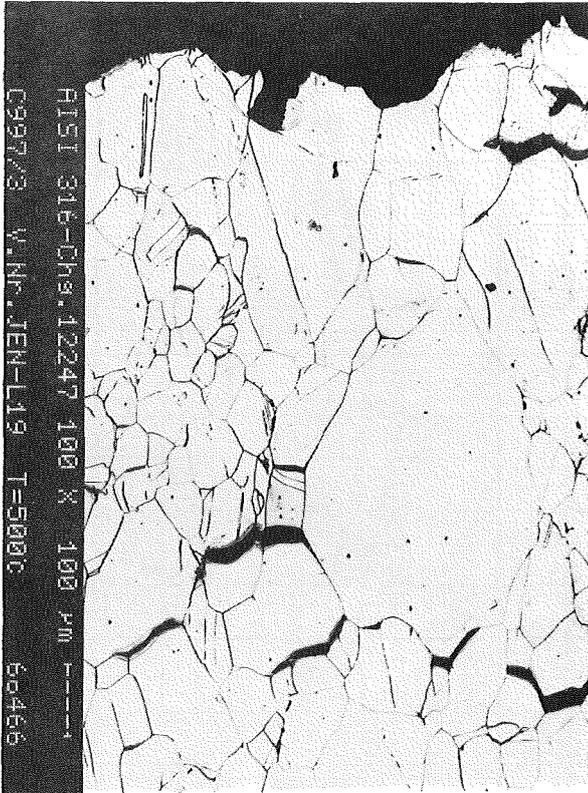


Bild 13: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

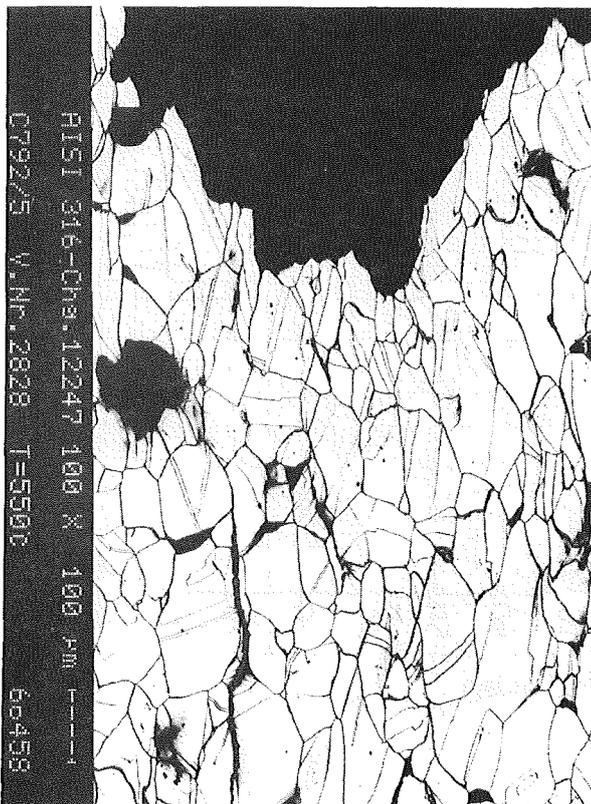


FLIETA, COPYRIGHT CARL SCHLEICHER & SCHÜLL, 3352 EINBECK Bestell-Nr. 667 004, Nr. 369 1/6 P MADE IN GERMANY
 Bild 14: Vergleich Bruchdehnung Au und Kriechbetrag ϵ_{kr} für $\sigma = R_{p0.2}$

500° 390 MPa 16213 std



550° 280 MPa 18967 std

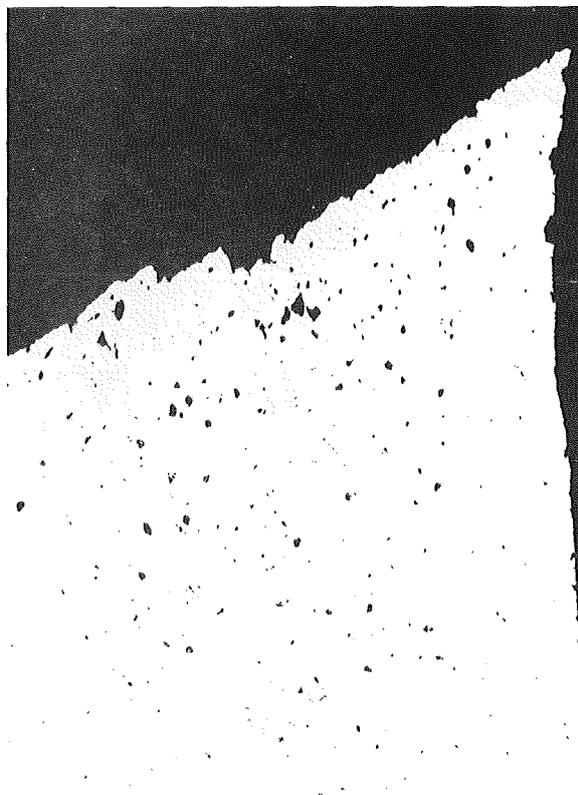


600° 280 MPa 664 std



57759

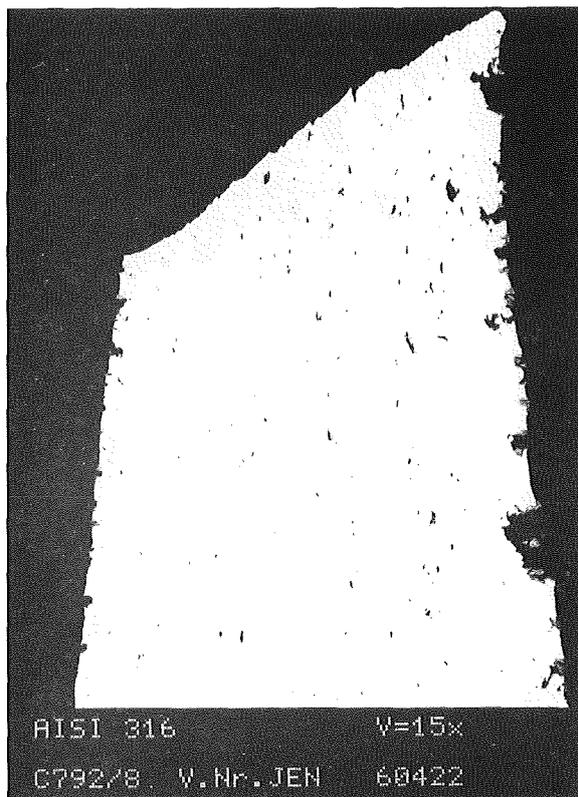
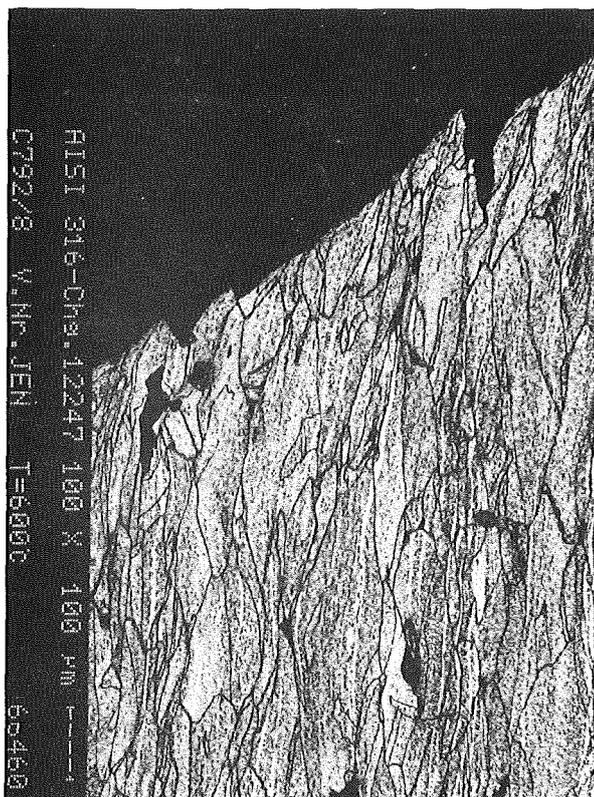
x100



57758

x15

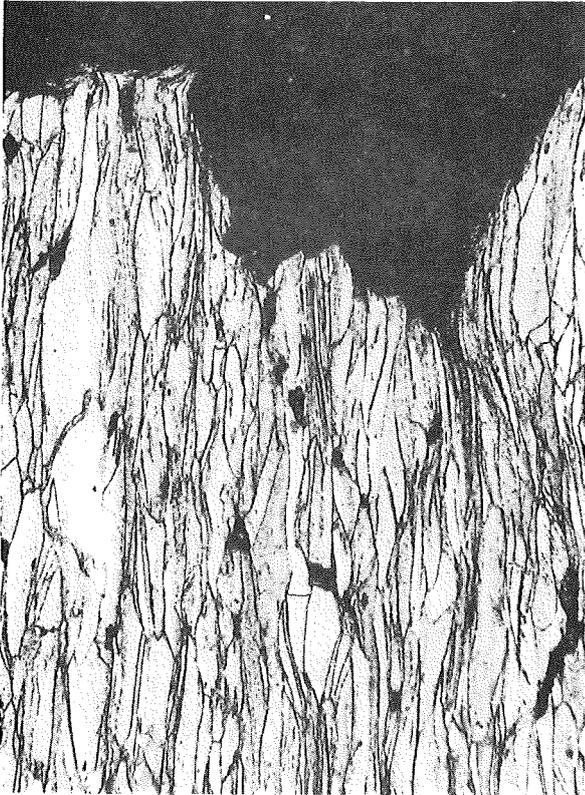
600° 220 MPa 5380 std



AISI 316(L)

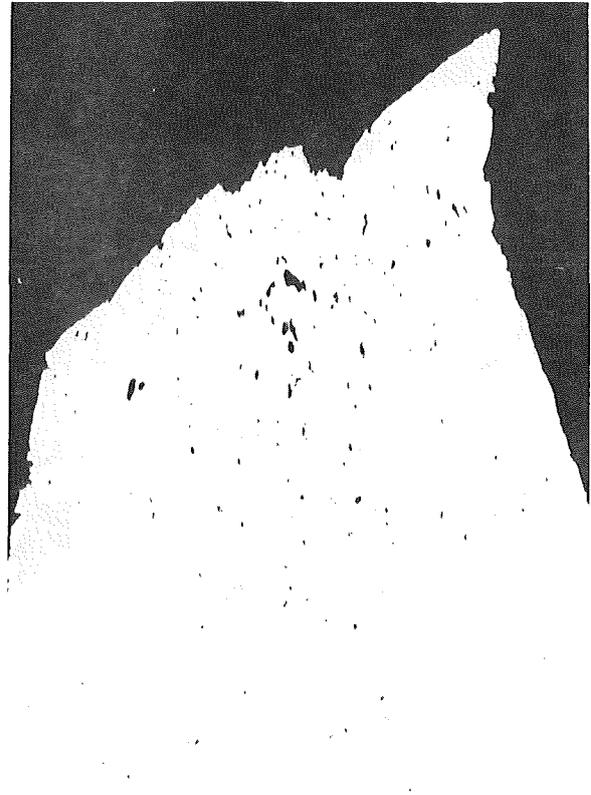
Bild 17

650° 190 MPa 253 std



57765

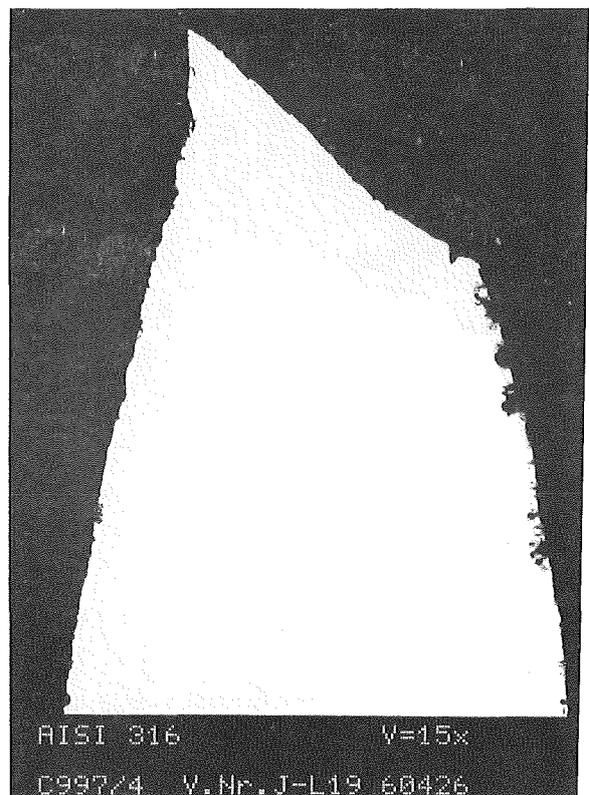
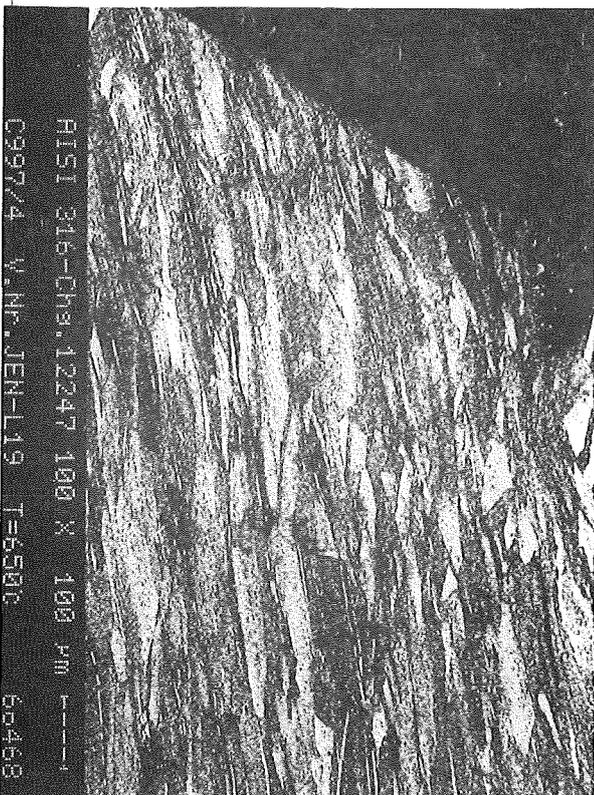
x100



57764

x15

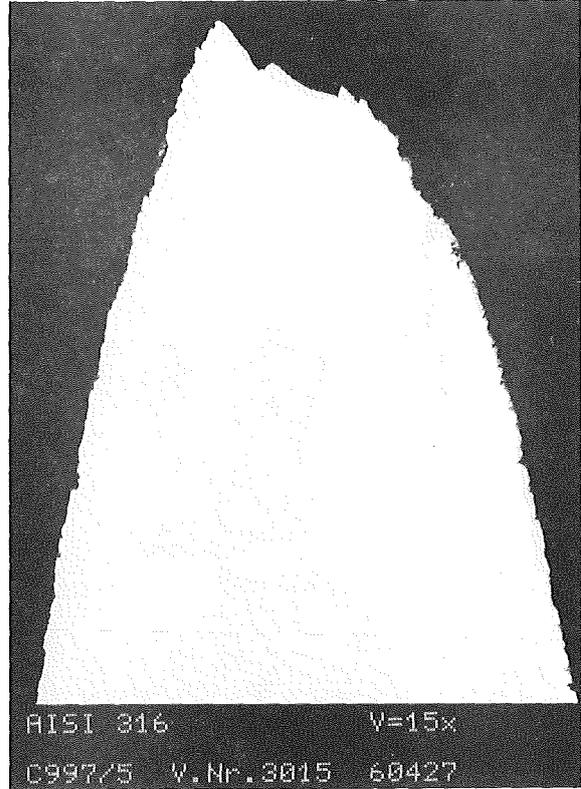
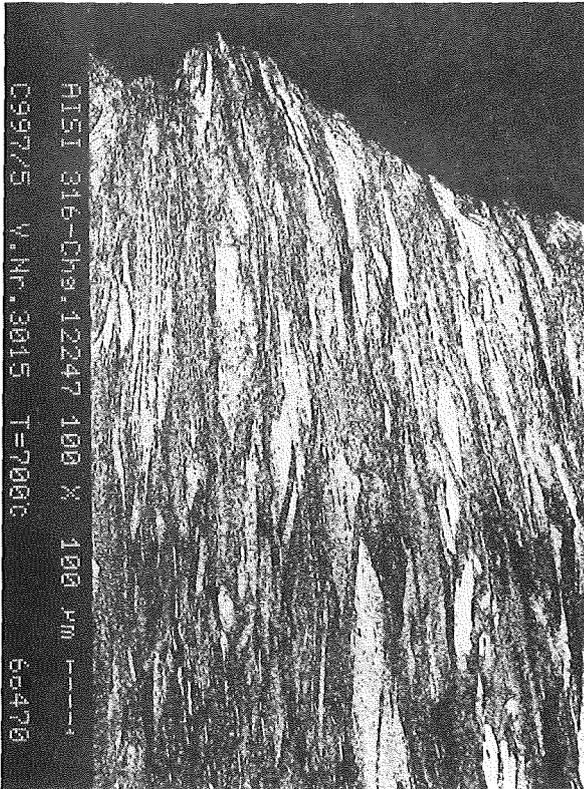
650° 140 MPa 3623 std



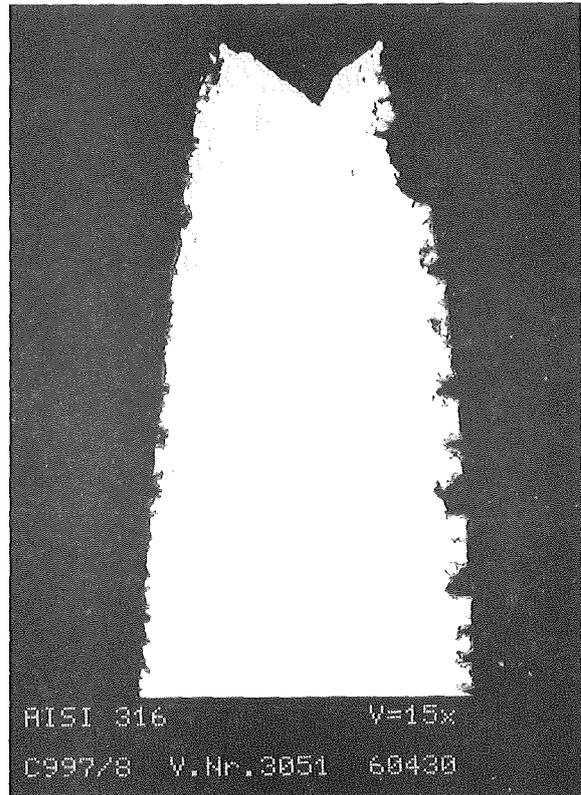
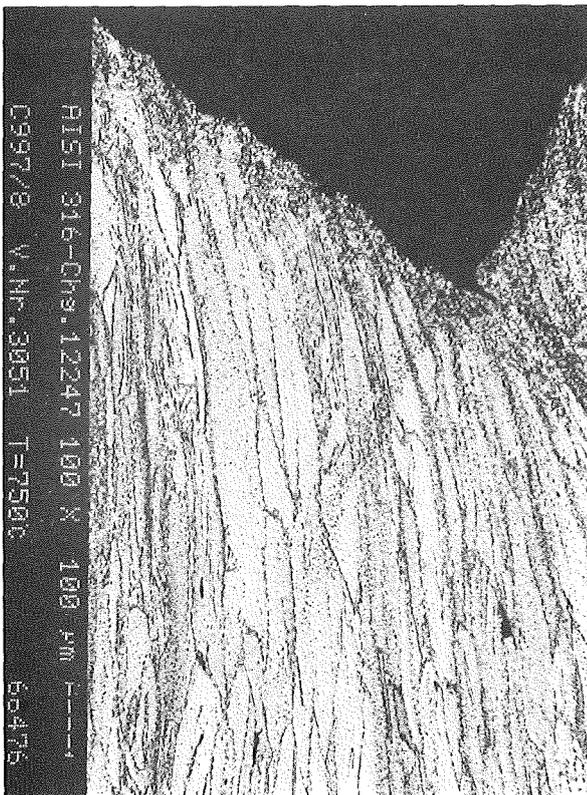
AISI 316(L)

Bild 18

700° 120 MPa 604 std.



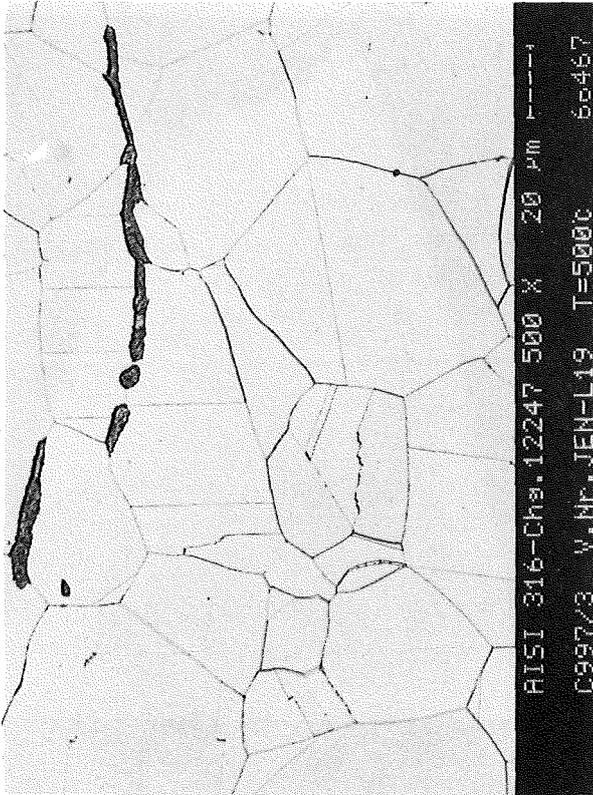
750° 70 MPa 1092 std.



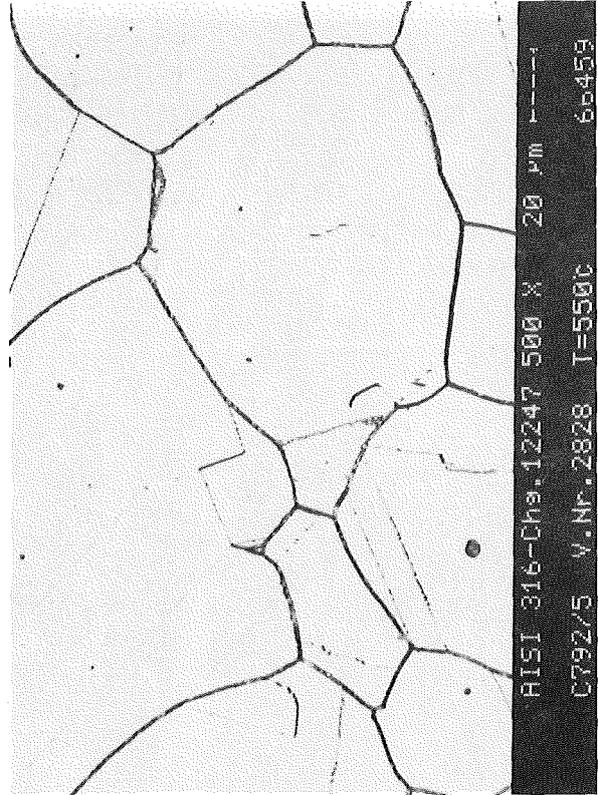
AISI 316(L)

Bild 19

500° 390MPa 16213 std



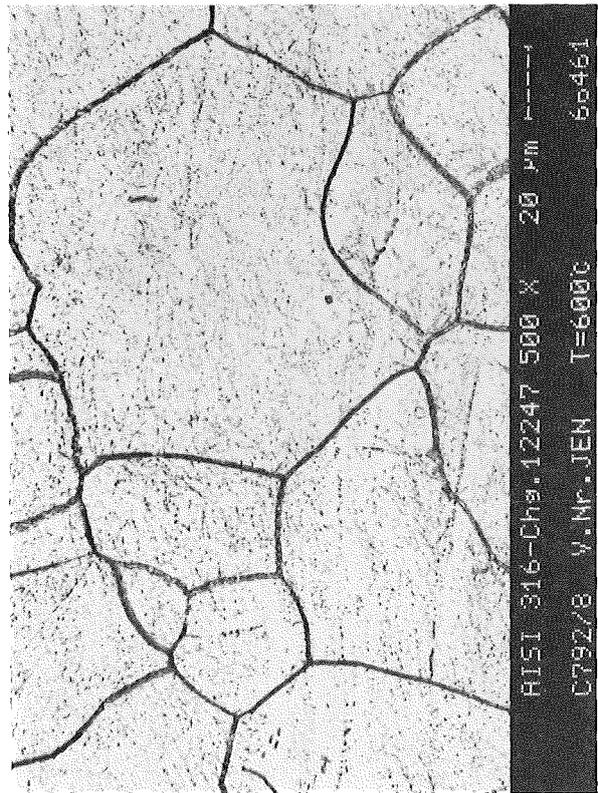
550° 280MPa 18967 std



600° 280MPa 664 std



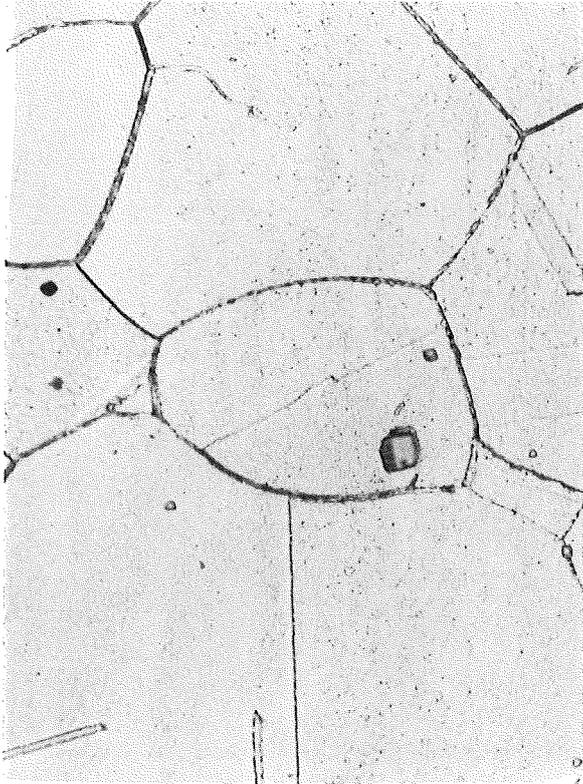
600° 220MPa 5380 std



57760

x500

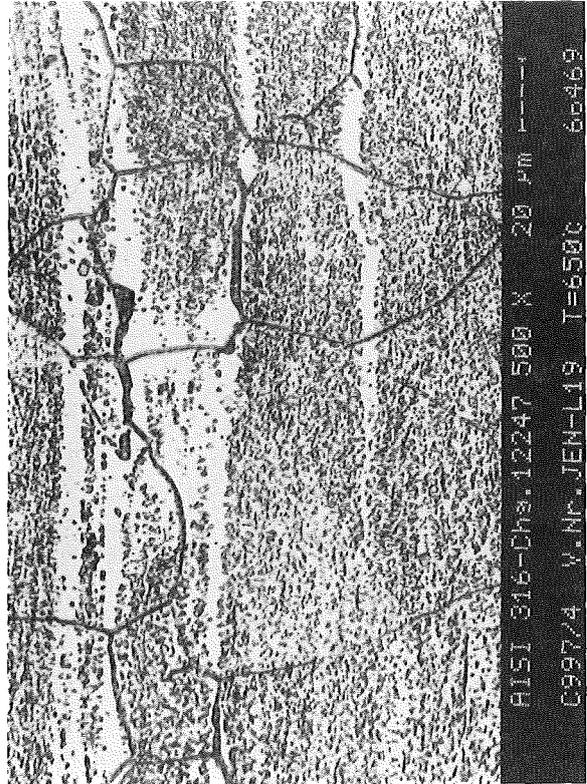
650° 190MPa 253 std



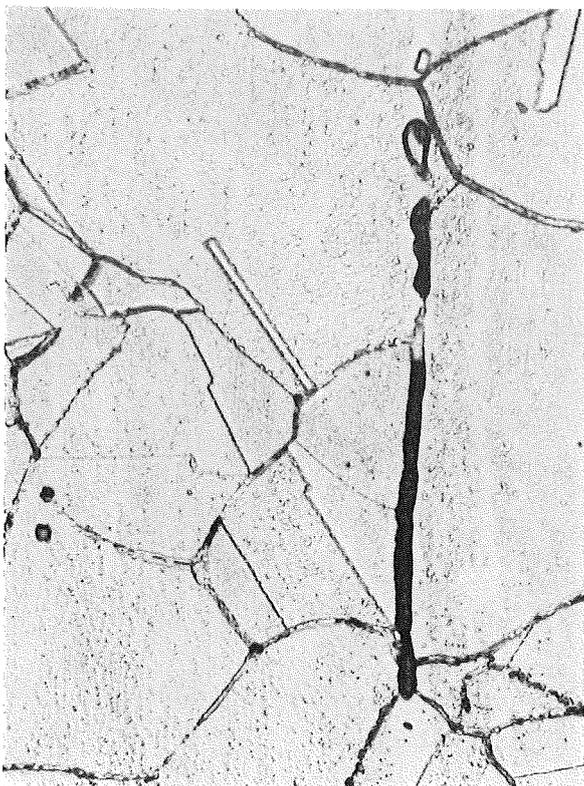
57766

x500

650° 140MPa 3623 std



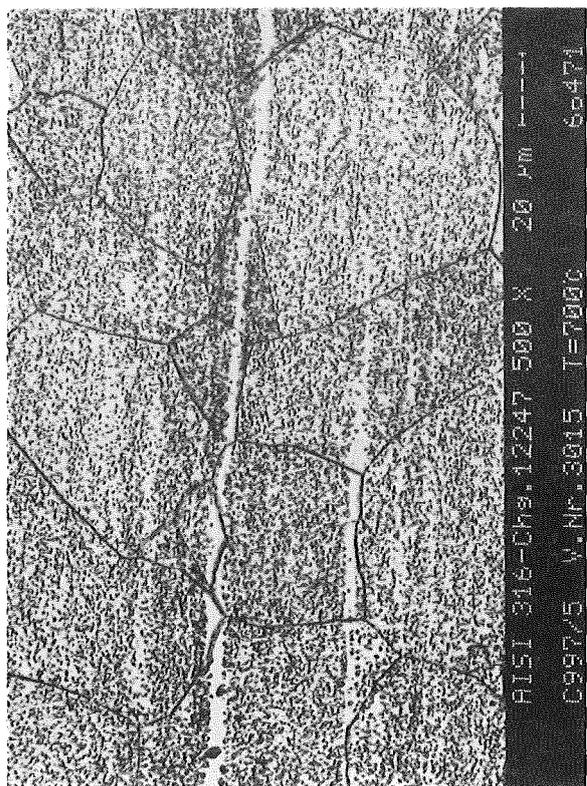
700° 160MPa 110 std



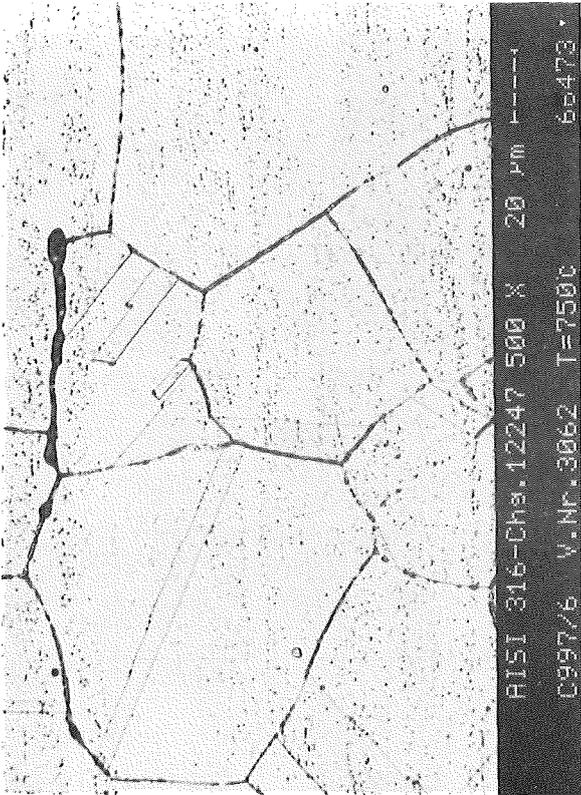
57769

x500

700° 120MPa 604 std

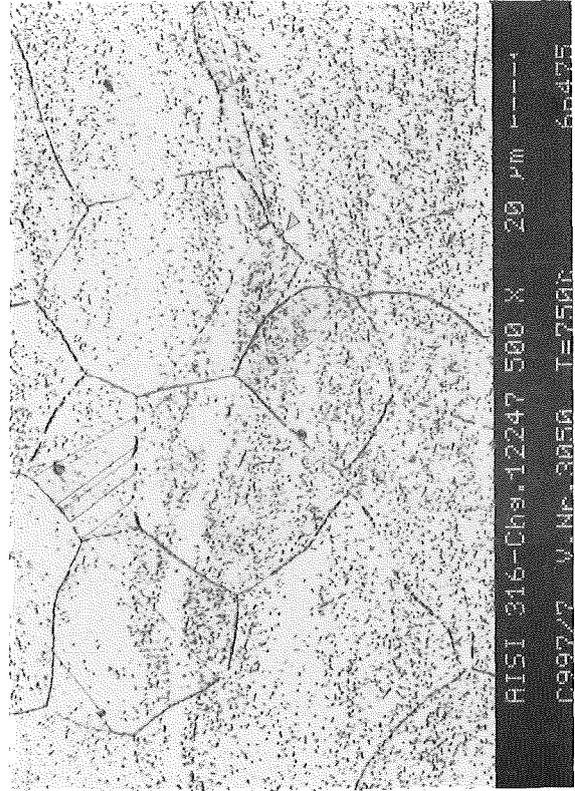


750° 140MPa 1) std



HV30=140-150

750° 90MPa 271 std



165-168

750° 70MPa 1092 std



HV30=165-181

750° 50MPa 8561 std



177-184

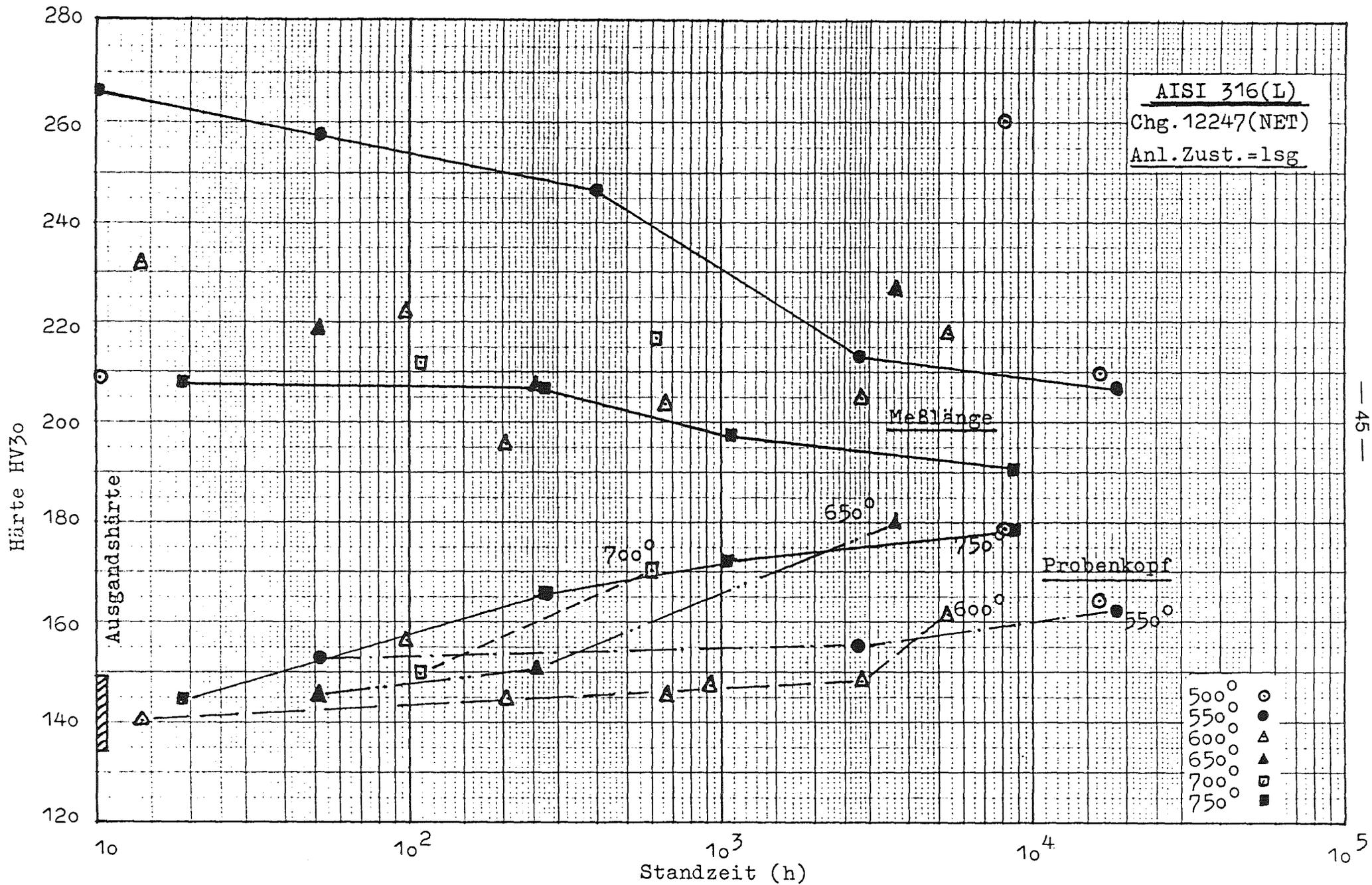


Bild 22: Härte in Abhängigkeit von der Standzeit