

KfK 3085
Mai 1981

**Zeitstandfestigkeits- und
Kriechversuche am Stahl
X6CrNi 1811 (1.4948)
im Rahmen des
Extrapolationsprogrammes
(Teil III)**

M. Schirra, R. R. Solano, B. Seith, M. de las Rivas, S. Barroso
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

KfK 3085

Zeitstandfestigkeits- und Kriechversuche am
Stahl X6CrNi 1811 (1.4948) im Rahmen des
Extrapolationsprogrammes. (Teil III)

M. Schirra - R.R. Solano^x
B. Seith - M. de las Rivas^{x)} - S. Barroso^{x)}

Diese Arbeit wurde im Rahmen der Zusammen-
arbeit auf dem Gebiet der friedlichen Nutzung
der Kernenergie zwischen dem Kernforschungs-
zentrum Karlsruhe (KfK) und der Junta de
Energia Nuclear (JEN) durchgeführt.

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE, GmbH, KARLSRUHE

x) Junta de Energia Nuclear, Madrid, Spanien

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
ISSN 0303-4003

Zusammenfassung

An dem austenitischen Stahl X6CrNi1811 (DIN 1.4948), der als Anlagenstrukturwerkstoff im ersten deutschen Schnell-Brüter-Reaktor SNR 300 verwendet wird, werden im Temperaturbereich 550-650° Zeitstandversuche an Grundmaterial und geschweißtem Material durchgeführt. Der Schwerpunkt dieses Versuchsprogrammes ("Extrapolationsprogramm") liegt bei der experimentellen Erfassung des Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten bis $\sim 3 \cdot 10^4$ Stunden bei höheren Temperaturen, um auf das Werkstoffverhalten bis $\geq 10^5$ std bei Betriebstemperaturen extrapolieren zu können. In einem weiteren Programmteil werden am Grundwerkstoff im Temperaturbereich 550-750° zusätzliche Versuche gefahren, zur Erfassung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit.

Der vorliegende Bericht beschreibt den bisherigen Stand der Arbeiten mit Versuchszeiten bis zu 23 000 std und nimmt Bezug auf Ergebnisse bis zu rund 55 000 std an diesem Stahl aus anderen Programmteilen. Neben dem Zeitstandfestigkeitsverhalten lassen sich für 550-750° klare quantitative Aussagen zum Kriechverhalten und zur Duktilität machen. Umfangreiche metallografische und elektronenmikroskopische Untersuchungen geben Aufschluß über das Bruchverhalten und strukturelle Änderungen.

Creep-rupture-tests on the stainless steel X6CrNi1811 (DIN 1.4948) in the frame of the "Extrapolation-Program". (Part III)

Abstract

The austenitic stainless steel X6CrNi1811 (DIN 1.4948) that is used as a structure material for the German Fast Breeder Reactor SNR 300 was creep-tested in a temperature range of 550-650° under base material condition as well as welded material condition. The main point of this program ("Extrapolation Program") lies in the knowledge of the creep-rupture-strength and creep-behaviour up to 3×10^4 hours at higher temperatures in order to extrapolate up to $\geq 10^5$ hours for operating temperatures.

In order to study the stress dependency of the minimum creep rate additional tests were carried out over temperature range of 550-750° C.

The present report describes the state in the total running program with test-times up to 55 000 hours. Besides the creep-rupture behaviour it is possible to make a distinct quantitative statement for the creep-behaviour and ductility. Extensive metallographic and electronmicroscopic examinations show the fracture behaviour and changes in structure.

Gliederung

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial und Versuchsdurchführung
3. Versuchsergebnisse
 - 3.1 Stand des Versuchsprogrammes
 - 3.2 Belastungsdehnung
 - 3.3 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen
 - 3.4 Bruchdehnung und -einschnürung
 - 3.5 Kriechverhalten
 - 3.6 Metallografische Untersuchungen
 - 3.7 Elektronenmikroskopische Untersuchungen
 - 3.8 Härtmessungen
4. Diskussion der Versuchsergebnisse
5. Literatur

26 Seiten
9 Tabellen
43 Abbildungen

1. Einleitung

Der unstabilisierte austenitische Stahl X6CrNi 1811 ist seit Ende der sechziger Jahre in Deutschland im Kesselbau auch für höhere Temperaturen zugelassen. Aufgrund seiner besseren Schweißbarkeit bei dickwandigeren Teilen ist er bis zu bestimmten Einsatztemperaturen u. a. eine Alternative zu den stabilisierten austenitischen Stählen.

Die verschiedenen Eigenschaften sowie das Kurz- und Langzeitfestigkeitsverhalten des unter der Werkstoffnummer 1.4948 bekannten Stahls sind durch die Schriften der Hersteller /1/ und DIN-Norm /2/ bekannt und für konventionelle Anwendungsfälle durch positive Erfahrungen bestätigt /3/.

Für den z. Z. im Bau befindlichen Schnellen Natriumgekühlten Reaktor SNR 300 wurde dieser Stahl als Anlagenstrukturwerkstoff (Tank, Rohrleitungen usw.) gewählt. Die Verwendung im Reaktorbau erfordert weitere Untersuchungen in bezug auf spezielle Fragenstellungen, insbesondere, wenn im Hochtemperaturbereich amerikanische Auslegungsvorschriften übernommen werden /4/.

Ein Teilaspekt ist die Kenntnis des Langzeitfestigkeits- und Kriechverhaltens des zum Bau verwendeten Werkstoffes, nach Möglichkeit über einen Zeitraum, der der Lebensdauer der Anlageanteile entspricht ($> 10^5$ Std.). Experimentell ist es nicht möglich, vorlaufend oder baubegleitend Versuche mit diesen Versuchszeiten durchzuführen. Allerdings ist es in begrenztem Rahmen möglich, von Versuchszeiten, die bei höheren Temperaturen erreicht wurden, auf längere Zeiten bei der Betriebstemperatur zu extrapolieren.

Für das beim SNR 300 verwendete Material des Werkstoffes X6CrNi 1811 (1.4948) und seine Schweißverbindung wurde ein Versuchsprogramm konzipiert, das Zeitstandversuche bei 550-650 ° C bis zu 30.000 h vorsieht ("Extrapolationsprogramm").

Das Programm wird im Rahmen der deutsch-spanischen Zusammenarbeit in den Anlagen der Division der Metalurgia bei der Junta de Energia Nuclear (JEN) in Madrid durchgeführt und läuft seit Oktober 1975. In der ersten Phase wurden die Versuche mit den kurzen und mittleren Standzeiten (bis ~ 4000) gefahren, um mit größerer Sicherheit die Spannungen für die Langzeitversuche festlegen zu können. Die Ergebnisse dieser Versuchsphase I sind in einem ersten Bericht (Teil I) mitgeteilt worden ⁵⁾, der auch ausführlich die Angaben zum Kurzzeitfestigkeitsverhalten, Untersuchungen am Ausgangsmaterial sowie über die Ergebnisse eines Zeitstandsversuchsprogrammes des VDEH an diesem Stahltyp enthält. Der Ergebnisstand bis März 1978, der den Standzeitbereich bis max. 16 000 abdeckte, ist im Teil II ⁶⁾ beschrieben worden. Der vorliegende Bericht (Teil III) beschreibt den Stand des Extrapolationsprogrammes bis November 1980. Er umfaßt die Versuche bei 550^o- 600-650^o an Grundwerkstoff (GW) und an geschweißten Proben (SV) der JEN und Versuche am Grundwerkstoff im Temperaturbereich 550-750^o des IMF, die insbesondere im Hinblick auf das Kriechverhalten durchgeführt werden.

2. Versuchsmaterial und Versuchsdurchführung

In den vorangegangenen Berichten ⁵⁾ ⁶⁾ sind alle Angaben zur Charakterisierung und Beschreibung des Versuchsmaterials und der Versuchsdurchführung gemacht worden. Im Rahmen dieses Kapitels sollen die wesentlichen Angaben kurz wiederholt bzw. ergänzt werden.

Das Versuchsmaterial lag in der Abmessung 500 x 1000 x 20 mm mit der Chargen-Nr.231861 (IA-Bez.: GW 206) vor. Die chemische Zusammensetzung geht aus Tabelle I hervor. Die spezifizierten Gehalte der Hauptelemente sind eingehalten. Das Gefüge nach dem vom Lieferanten bei 1000-1080^o durchgeführten Lösungs-glühen ist im Bild 1 wiedergegeben.

Von dem angelieferten Versuchsmaterial wurden Streifen der Abmessung 20 x 20 x 200 mm abgeschnitten, aus denen die Proben entsprechend Bild 2a herausgearbeitet wurden. Bei den durch Schweißen zusammengefügteten Versuchsmaterialstücken wurde die Probe ϕ 8 x 50 mm so gelegt, daß die Schweißzone möglichst exakt in der Mitte der Meßlänge zu liegen kam.

Als Probenform wurden Gewindekopfproben verschiedener Abmessung mit Meßkragen zur Befestigung der induktiven Wegaufnehmer eingesetzt (Bild 2b). Für die Versuche am Grundwerkstoff und an der Schweißverbindung bei der JEN kamen Proben der Abmessung ϕ 8 x 50 mm (do x lo), und für die Versuche im KfK/IMF am Grundwerkstoff Proben der Abmessung ϕ 5 x 25 mm zum Einsatz (A u.B)

Bei der Darstellung der Versuchsergebnisse wird noch Bezug genommen auf Versuche am Grundwerkstoff und Schweißverbindung mit Proben der Abmessung ϕ 8,8 x 21 mm (do x lo); diese Probenform ist für low-cycle-fatigue-Versuche in anderen Versuchsprogrammen eingesetzt worden. (c) Ferner liegen Ergebnisse vor von geschweißten Proben mit der Abmessung ϕ 4 x 20 mm (D), wie sie bei Versuchen in strömendem Natrium eingesetzt werden.¹¹⁾

Ein Vergleich der Versuchsergebnisse verschiedener Probenformen beim Grundwerkstoff ist unproblematisch. Bei den geschweißten Proben jedoch ist der Anteil der Schweißzone in der Meßlänge bzw. Probendurchmesser sehr unterschiedlich. Dies geht deutlich aus Bild 3 hervor. Hier sind in den Bildern a-e die verschiedenen Gefüge in der Schweißnaht dargestellt. In der Darstellung f ist die Schweißnaht schematisch dargestellt und die Meßlänge der verschiedenen Probenformen hineinprojiziert. Daraus erkennt man, daß die Na-Z-Probe mit ϕ 4 mm in der Meßlänge als Schweißnaht nur Gefüge der Schmelzzone nach Bild c enthält, wohingegen bei der ϕ 8mm EP-Probe und ϕ 8,8mm GRIM-Probe die Schweißstelle aus Schmelzzone und Schweißnahtgefüge nach Bild b besteht.

Die Zeitstandversuche werden in Anlagen gefahren, die sowohl in der JEN als auch im KfK vom gleichen Hersteller von gleicher technischer Ausstattung sind. Der Kriechverlauf wird mit Extensometern kontinuierlich registriert und die Versuchstemperatur mit 3 Pt/Rh-Pt-Thermoelementen an der Probe kontrolliert.

3. Versuchsergebnisse

3.1. Stand des Versuchsprogrammes

Das Programm wurde so konzipiert, daß bei den 3 Prüftemperaturen 550-600-650° die Spannungen sich genügend weit überlappen und nach Möglichkeit 30 000 std erreicht werden sollen. Die Versuche bei 550° am Grundwerkstoff sind mehr als Kontrollversuche anzusehen, da für diese Temperatur auch zahlreiche Ergebnisse von den übrigen SNR-Partnern vorliegen ⁷⁾⁸⁾. Die Tabelle II zeigt den Stand der Versuche bei der JEN am Grundwerkstoff und der Schweißverbindung. Am Grundwerkstoff sind bei 550° alle Versuche beendet. Bei 600° sind die Versuche bis rd. 16 000 std Standzeit beendet. Die noch laufenden Versuche im Spannungsbereich 6-9 decken den Zeitbereich $\geq 30\ 000$ std ab. Ebenso sind bei 650° Versuche bis rd. 15 000 std beendet und zwei noch laufende Versuche bei 5 und 6 kp/mm^2 decken den Bereich bis 30 000 std ab.

Bei den geschweißten Proben ist lediglich noch 1 Probe im Einsatz bei 550°, die 30 000 std Standzeit erwarten läßt. Bei 600° und 650° konnten die angestrebten 30 000 std nicht ganz erreicht werden. Beim Versuch 650 - 6 kp/mm^2 brach die Probe vorzeitig mit sehr geringer Bruchdehnung.

Im Bild 4 sind die bisher erzielten Stand- bzw. Versuchszeiten in Abhängigkeit von der Versuchsspannung eingezeichnet. Das Diagramm enthält neben den JEN-Versuchen noch die Ergebnisse der KfK-Versuche an $\phi 5 \times 25$ mm - Proben und $\phi 8,8 \times 21$ mm Proben aus dem GRIM-Programm.

Die Proben dieser beiden Programmteile entstammen ebenfalls der Charge GW 206. Insbesondere die Versuche am Grundwerkstoff bei 550° mit den GRIM-Proben haben die Zeitstandfestigkeitskurve bisher bis 50 000 std experimentell abgedeckt.

Das zweite Teilbild mit den Ergebnissen der geschweißten Proben demonstriert das zuvor Gesagte, daß bei 550° der Versuch mit 15 kp/mm² die Zeitstandfestigkeitskurve bis 30 000 std experimentell abdeckt. Dies ist bei 600° praktisch erreicht. Bei 650° sind 2 Versuche als "Ausreißer" zu betrachten. (11 und 6 kp/mm²)

Insgesamt sind also im Rahmen des Extrapolationsprogrammes als maximale Standzeit rd. 23 000 std erreicht worden und unter Einschluß der GRIM-Proben 50 000 std.

Die Tabellen III - IX enthalten alle bisher erzielten Versuchsergebnisse.

3.2. Belastungsdehnung

Zunächst sei auf ein typisches Merkmal der austenitischen Stähle im nur thermisch behandelten Zustand hingewiesen, nämlich auf die relativ niedrige Streckgrenze $\sigma_{0,2}$.

Im Falle des hier betrachteten Stahls X6CrNi 1811 liegen die Werte für $\sigma_{0,2}$ im Temperaturbereich 500° - 750° zwischen 11 und 8 kp/mm² für den Grundwerkstoff und 17 bis 12 kp/mm² für die Schweißverbindung. D.h., die im Extrapolationsprogramm angewendeten Spannungen führen bei 550° und 600° und teilweise bei 650-750° bei Versuchsbeginn zu plastischen Verformungen $> 0,2\%$ und damit zu einer Verfestigung des Werkstoffes.

Im Bild 5 sind die Werte für die Belastungsdehnung ϵ_{Bel} in Abhängigkeit von den Versuchsspannungen für die verschiedenen Proben eingezeichnet. Die beiden Geraden ergeben sich aus dem Hook'schen Gesetz $\epsilon = \frac{\sigma}{E}$ und geben an, mit welchen elastischen Dehnbeträgen zu rechnen ist, wenn ein E-Modul von 15 000 - 20 000 kp/mm² angenommen wird.

Proben des Grundwerkstoffes erfahren bei Versuchsspannungen > 10 kp/mm² bei Versuchsbeginn plastische Verformungen $> 0,2\%$, die bei 28 kp/mm² bis zu 10% betragen.

Die geschweißten Proben zeigen aufgrund der höheren Festigkeit der Schweißnaht bei gleichen Spannungen etwas niedrigere plastische Verformungsbeträge. Hier macht sich allerdings sehr stark die Probenform bemerkbar, d.h. der Anteil der Schweißnaht an der Meßlänge. So besteht z.B. bei der GRIM-Probe der kleinste Querschnitt nur aus Schweißgut, wohingegen bei der ϕ 8mm - EP-Probe der größte Teil der Meßlänge aus Grundwerkstoff besteht.

3.3, Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen

Getrennt nach Prüftemperaturen sind in den Bildern 6-15 die Zeit-Dehngrenzen (0,1-5 % Kriechdehnung) und die Standzeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung eingezeichnet. Diese Darstellung erlaubt eine übersichtliche Fortschreibung je nach Stand des Versuchsprogrammes. Bei den angegebenen Zeit-Dehngrenzen handelt es sich um reine Kriechbeträge ohne die Belastungsdehnung, die im Bild 5 und in den Wertetabellen III-IX separat aufgeführt ist. Zusätzlich zuden in den Bildern 6-15 eingezeichneten Dehngrenzen ist in den Wertetabellen noch der Wert für 10% Kriechdehnung angegeben.

Die bei 550° bei der JEN angesetzten Versuche am Grundwerkstoff (Bild 6) sind eine Ergänzung zu den bisher im SNR-Konsortium am SNR-Strukturwerkstoff durchgeführten Zeitstandversuchen und stimmen gut überein, wie die eingezeichneten Mittelwertkurven für die Standzeit und die 0,2% und 1% Zeit-Dehngrenzen zeigen. Das gleiche gilt für die bei 600° angesetzten Versuche, die den Kenntnisstand für Zeiten $>10^4$ std Standzeit verbessern sollten durch die Versuche im Spannungsbereich 6 - 10,5 kp/mm² (Bild 7). Zwar brach der Versuch mit 10,5 kp/mm² etwas früher als erwartet, jedoch zeigen die bisher gemessenen Zeit-Dehngrenzen-Werte der noch lfd. Versuche mit niedrigeren Spannungen, daß nicht mit einem starken Abknicken der Kurven zu rechnen ist.

Das gleiche Bild ergibt sich für die Versuche bei 650° (Bild 8), wo der Versuch mit $6,5 \text{ kp/mm}^2$ eine wesentlich kürzere Standzeit hatte als erwartet. ($14\,500^{\text{h}}$ gegenüber $\sim 30\,000$ std.). Die Standzeitverkürzung ist z.Teil eine Folge der Abnahme der Bruchdehnung, wie noch im Zusammenhang mit den IMF-Versuchen bei $650 - 750^{\circ}$ gezeigt wird und was auch aus Tabelle III hervorgeht.

Auch bei den geschweißten Proben wird ein stärkerer Abfall der Zeitstandfestigkeitskurve mit zunehmender Standzeit gegenüber den Zeit-Dehngrenzen-Kurven beobachtet (Bilder 9-11).

Bei diesen Proben ist der Duktilitätsabfall, wie im folgenden Kapitel noch dargelegt wird, noch ausgeprägter. Bemerkenswert ist, daß sowohl bei 550° als auch bei 650° mit den Versuchsspannungen 17 bzw. 6 kp/mm^2 wesentlich niedrigere Bruchzeiten als erwartet (9200 bzw. 12 000 std. statt 30 000 std) erreicht wurden.

Die Versuche im KfK am Grundwerkstoff zielten vor allem darauf ab, Aussagen zur Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ machen zu können. Daraus resultierte eine dichte Belegung des Spannungsintervalls in einem Temperaturbereich, der über den des eigentlichen EP-Programmes bei der JEN reichte. Wenn auch dieser Programmteil in erster Linie zunächst Ergebnisse im kürzeren Standzeitbereich lieferte, sind sie eine sinnvolle Ergänzung und stützen die Werte der $\varnothing 8 \text{ mm}$ -Proben, wie aus den Bildern 12-15 hervorgeht. Die dichte Belegung gibt ferner einen guten Überblick über die Streubreite der Meßergebnisse innerhalb einer Charge. Auch hier zeigt sich bei den Prüftemperaturen $650-700-750^{\circ}$ ein stärkerer Abfall der Zeitstandfestigkeitskurve gegenüber den Zeit-Dehngrenzen-Kurven. Durch die Abnahme der Bruchdehnung erfolgt eine Verkürzung des tertiären Kriechbereiches, wie durch die Kriechkurven im einzelnen belegt wird.

3.4. Bruchdehnung und -einschnürung

Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung δ und Brucheinschnürung ψ sind in Abhängigkeit von der jeweiligen Standzeit in den Bildern 16 und 17 aufgetragen.

Bisher war der Kenntnisstand der, daß die Duktilität der Proben des Grundwerkstoffes bei 550° bis ~ 10 000 std ziemlich standzeitunabhängig war. Mit steigender Prüftemperatur werden die Werte für δ und ψ zwar größer, jedoch setzt ab einer gewissen Standzeit ein Abfall ein, sodaß sie unter die Werte von 550° Prüftemperatur fallen.

Durch die in der Zwischenzeit angefallenen Langzeitwerte, unter Einschluß der Werte des GRIM-Programmes (ϕ 8,8 x 21 mm Proben), zeigt sich, daß auch bei 550° eine Abnahme der Duktilität zu beobachten ist. So fallen die Bruchdehnungswerte von 20 - 29% auf rd. 17% bei 20 000 std und auf 13% bei 48 000 std ab. In gleicher Weise nimmt die Brucheinschnürung bei 550° von rd. 25% auf 15% ab. Zwar wurde der 50 000 std-Wert an einer GRIM-Probe mit dem Meßlängenverhältnis (d_0/l_0) von 2,5 x d_0 ermittelt, jedoch liegen auch im Standzeitbereich $10^2 - 10^4$ std die Werte dieser Probenform im Bereich der ϕ 8 mm und ϕ 5 mm-Proben, die ein Meßlängenverhältnis von 6x d_0 bzw. 5x d_0 aufweisen. Nach dem jetzigen Stand des Versuchsprogrammes ist die Tendenz, daß sich die Duktilitätskennwerte des Grundwerkstoffes im Temperaturbereich 550-750° bei Zeiten $> 10^4$ std im Bereich 10-15% einpendeln.

Bei den geschweißten Proben zeichnet sich ein ähnliches Bild ab, obwohl die Ergebnisse nicht so zahlreich sind. Die Bruchdehnungswerte liegen absolut unter denen des Grundwerkstoffes. Allerdings kann man diese Dehnung nicht allein der Schweiße zurechnen, weil die Meßlänge der Proben (50 mm) zum größten Teil aus Grundwerkstoff besteht. (Bild 2 bzw. 3)

Die Voruntersuchung der Schweißprobe ergab ferner eine wesentlich höhere Härte für die Schweißzone, sodaß die geringeren Bruchdehnungswerte der Schweißproben auf den Anteil der Schweißzone mit ihrem geringeren Verformungsvermögen zurückzuführen ist. Auch bei den geschweißten Proben ist die Tendenz, daß die Bruchdehnungswerte bei $t_B > 10^4 \text{ std}$ sich im Bereich 4-8 % einpendeln, wobei allerdings bei geschweißten Proben eher mit einem verformungsarmen Bruch gerechnet werden muß, wie der Versuch $650^\circ - 6 \text{ kp/mm}^2 - 12 \text{ 000 std}$ zeigt.

Die Brucheinschnürungswerte liegen in einem breiteren Bereich. Das hängt davon ab, ob der Bruch in der Schweißzone oder im Grundwerkstoff erfolgt. Bei 550° und $600^\circ < 10^3 \text{ std}$ erfolgt der Bruch in der Schweißnaht mit entsprechend niedrigen Werten.

Bei $600^\circ \approx 10^3 \text{ std}$ und 650° liegt der Bruch im Grundwerkstoff und es werden größere ψ -Werte gemessen. Lediglich der Versuch $650^\circ - 6 \text{ kp/mm}^2$ wiederum zeigt einen Bruch in der Schweißzone und demzufolge einen extrem kleinen Brucheinschnürungswert. (s.a. Bild 33).

Bild 18 zeigt in einer halbschematischen Darstellung die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung. Es ergeben sich Bereiche für die einzelnen Prüftemperaturen, die auch die Streubreite der Bruchdehnungswerte veranschaulichen.

Mit aufgenommen sind Werte am SNR-Strukturwerkstoff aus anderen Versuchsprogrammen ⁸⁾, sowie von Versuchen des VDEH an diesem Stahl, die im Auftrag des KfK durchgeführt werden ⁹⁾.

Diese Darstellung bestätigt nochmals die zuvor gemachten Aussagen. Bei 550° ordnen sich die Bruchdehnungswerte weitgehend spannungsunabhängig in einem parallelen Streuband von 18 - 29% ein, und erst die Langzeitversuche mit 160 und 170 MPa ($\approx 10^4 \text{ std}$ Standzeit) zeigen eine Abnahme der Dehnung mit zunehmender Standzeit an.

Bei 600° wird durch einige VDEH-Werte bestätigt, was sich bei den Werten aus dem EP-Programm andeutete, nämlich eine Abnahme der Bruchdehnung bei niedrigeren Prüfspannungen bzw. längeren Standzeiten. Dieser Verlauf der Streubereiche ist bei 600-650-700-750° ganz eindeutig. Auch liegen absolut die Bruchdehnungswerte bei niedrigen Spannungen bei diesen Temperaturen unter denen der 550° - Versuche. Markiert ist für jede Prüftemperatur in etwa die Spannung, die zu einer Standzeit von 10⁴ Stunden führt.

3.5. Kriechverhalten

Die Verwendung von induktiven Wegaufnehmern direkt an der Probe erlaubt eine exakte Erfassung des Kriechverlaufes bis weit in den tertiären Kriechbereich bzw. bis zum Bruch. Ferner kann der Anteil der Belastungsdehnung von der Kriechdehnung klar getrennt werden.

Bei Anwendung des Norton'schen-Kriechgesetzes der Form $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ ist die Spannungsabhängigkeit der sekundären bzw. minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ von Bedeutung.

Im Teil II⁶⁾ ist ausführlich beschrieben worden, welche Ausbildungsformen von Kriechkurven vorkommen, wie sie ausgewertet und $\dot{\epsilon}$ bestimmt wurde und welche Einschränkungen aus metallphysikalischer Sicht bei der gesetzmäßigen Behandlung dieses Kennwertes zu machen sind¹⁰⁾,

Im Bild 19 ist für den Grundwerkstoff in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung (σ_0) die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ aufgetragen. In dieser doppellogarithmischen Auftragung lassen sich die Wertepaare für jede Prüftemperatur durch eine Gerade verbinden, deren Neigung über $\frac{\Delta \log \dot{\epsilon}}{\Delta \log \sigma}$ den Spannungsexponenten n (nach Norton) ergibt.

Bei den Prüftemperaturen 650-700-750° überdecken die bisher vorliegenden Versuchsergebnisse einen breiten Spannungsbereich oberhalb und unterhalb der jeweiligen Warmstreckgrenze $\sigma_{0,2}$.

Dies ist deshalb zu bemerken, weil bei Versuchsspannungen $>\sigma_{0,2}$ bei Versuchsbeginn eine mehr oder weniger starke plastische Verformung auftritt (s. Bild 5) und somit die Kriechrate nicht mehr per Definition dem nur lösungsgeglühten Zustand zuzuordnen ist.

Bei 650° - 700° - 750° ist über dem untersuchten Spannungsbereich eine Abknickung in der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit feststellbar. D.h. im oberen Spannungsbereich ergeben sich kleinere Werte für den Spannungsexponenten n als im unteren Spannungsbereich. Daß diese Abknickung mit der Warmstreckgrenze zusammenfällt ist zufällig. Vielmehr laufen zeitabhängige Ausscheidungsvorgänge ab, die gerade bei den niedrigeren Spannungen in den Bereich des Primärkriechens fallen, zu einer kriechfesteren Struktur führen und demzufolge in dem nachfolgenden stationären bzw. sekundären Kriechbereich zu einer niedrigeren Kriechrate führen als für den nur lösungsgeglühten Zustand zu erwarten gewesen wäre.

Daraus ergeben sich für den niedrigeren Spannungsbereich größere Spannungsexponenten, was im Hinblick auf die Auslegung und Extrapolation auf Betriebsspannungen als positiv anzusehen ist. Wann und in welchem Umfang bei 600° mit einer Abknickung zu rechnen ist, müssen die noch laufenden Versuche im Spannungsbereich 6-9 kp/mm² zeigen.

Die bisher an den geschweißten Proben gemessenen Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit sind im Bild 20 in gleicher Weise in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen. Die geringere Anzahl der Werte sowie die Tatsache, daß das Versuchsmaterial ein Mischwerkstoff von Schweiß- und Grundwerkstoff ist, führt dazu, daß die bisher vorliegenden Werte sich in erster Näherung ebenfalls auf einer Geraden für jede Temperatur einordnen.

Der aus der Neigung resultierende Spannungsexponent n ist zwischen 550° - 650° temperaturunabhängig und liegt bei 10. Absolut entsprechen die 550° -Werte denen des Grundwerkstoffes und bei 600° und 650° liegt die Kriechgeschwindigkeit bei gleicher Spannung um 1 Dekade niedriger.

Eine weitere Einschränkung bei geschweißten Proben ist in bezug auf die Probenform zu machen. Während bei der $\varnothing 8 \times 50$ mm Probe der größere Teil der zylindrischen Meßlänge aus Grundwerkstoff besteht, ist bei der $\varnothing 8,8$ mm GRIM-Probe mit der Uhrglas-Meßlänge ($R=450$ mm-Bild 3) der kleinste Querschnitt nur Schweißgut. Daraus resultiert eine geringere Kriechgeschwindigkeit, wie aus Bild 2o klar hervorgeht.

Zum Vergleich herangezogen wurden auch die Werte von geschweißten Proben der Abmessung $\varnothing 4 \times 20$ mm (dox1o) der gleichen Charge, die als Vergleichsversuch zu Kriechversuchen in strömendem Natrium durchgeführt wurden.¹¹⁾

(Tabelle IX)

Diese Werte liegen im Bereich der $\varnothing 8$ mm Proben, obwohl auch bei dieser Probenform das Verhältnis Schweiß zu Grundwerkstoff etwas anders ist.

Die nachfolgende Tabelle enthält die ermittelten Werte für den Spannungsexponenten n und die Konstante k .

Grundwerkstoff	T °C	n	k*)
GW	550°	10	$1 \cdot 10^{-28}$
	600°	9	$3 \cdot 10^{-24}$
	650° $\sigma > 95$ MPa	7,3	$3 \cdot 10^{-19}$
	650° $\sigma < 95$ MPa	10	$1 \cdot 10^{-24}$
	700° $\sigma > 90$ MPa	5,7	$9 \cdot 10^{-15}$
	700° $\sigma < 90$ MPa	8,5	$3 \cdot 10^{-20}$
	750° $\sigma > 80$ MPa	5,5	$2 \cdot 10^{-13}$
	750° $\sigma < 80$ MPa	6,5	$3 \cdot 10^{-15}$
Schweißver- bindung SV	550°	10	$1 \cdot 10^{-28}$
	600°	10	$5 \cdot 10^{-27}$
	650°	10	$3 \cdot 10^{-25}$

*) σ in MPa. Umrechnungsfaktor für $\sigma = \text{kp/mm}^2 = 9,81 \cdot 10^6$

Von größerem technischen Interesse dürfte die Darstellung im Bild 21 sein. Die angegebenen Bereiche umfassen für jede Versuchsspannung die lineare Kriechgeschwindigkeit für die Zeit-Dehngrenzen 0,1 % bis 10 % Dehnung ($\dot{\epsilon}_{lin} = \frac{\epsilon}{t}$). Die linke Begrenzung der Bereiche entspricht jeweils der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{min}$, entsprechend Bild 19 und die rechte Begrenzung der linearen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{lin}$ für 0,1 und 0,2 % Kriechdehnung. Als Beispiele sind für 550° 23 kp/mm² und 700° 7kp/mm² die Einzelwerte eingetragen. Bei allen Versuchen am Grundwerkstoff von X6CrNi1811 kommen die Werte für $\dot{\epsilon}_{lin 5\%}$ und $\dot{\epsilon}_{lin 10\%}$ dem Wert für $\dot{\epsilon}_{min}$ am nächsten.

Die Bereiche für die linearen Kriechgeschwindigkeiten zeigen in gleicher Weise die Abknickung wie im Bild 19. Diese Art der Darstellung erlaubt auch einen Vergleich bzw. eine Einbindung von Versuchen, bei denen der Kriechverlauf nicht kontinuierlich registriert wird, sondern lediglich einzelne Zeit-Dehngrenzen-Werte vorliegen. Die am Grundwerkstoff ermittelten Werte in bezug auf Kriechgeschwindigkeit und deren Spannungsabhängigkeit stimmen gut mit amerikanischen Befunden am Stahl AISI 304 überein ¹²⁾.

Ein von Monkman und Grant ¹³⁾ rein empirisch gefundener Zusammenhang zwischen Bruchzeit und minimaler bzw. sekundärer Kriechgeschwindigkeit in der Form $\log t_B + m \cdot \log \dot{\epsilon} = K$ kann auch aus den Ergebnissen am Grundwerkstoff abgeleitet werden. Die beiden Werkstoffkonstanten m und K lassen sich aus der grafischen Darstellung entnehmen bzw. berechnen, wenn man die Wertepaare $\dot{\epsilon}_{min} \rightarrow t_B$ doppellogarithmisch aufträgt. Aus Bild 22 ersieht man, daß sich die Wertepaare der 550° Versuche auf einer Geraden einordnen, deren Neigung einem $m = 0,98$ entspricht ($m = \frac{\Delta \log t_B}{\Delta \log \dot{\epsilon}}$). Die Wertepaare der Prüftemperaturen 600-750° bis zu Standzeiten von $\sim 10^3$ std ordnen sich auf einer parallel zu höheren Kriechgeschwindigkeiten verschobenen Geraden ein, die ebenfalls zu $m = 0,98$ führt, allerdings resultiert daraus ein etwas höherer Wert für K. Bei Standzeiten $> 10^3$ std deutet sich an, daß die Neigung der Geraden zu einem wesentlich kleineren m-Wert ($\sim 0,6 - 0,7$) führt.

Eine endgültige Festlegung in diesem Bereich ist erst möglich, wenn die Ergebnisse der noch laufenden Langzeitversuche vorliegen.

Nimmt man in erster Näherung eine Proportionalität zwischen $t_B \cdot \dot{\epsilon}$ und der Gesamtdehnung ϵ_{ges} an, so sollte bei $m = 1$ die Bruchdehnung standzeitunabhängig sein, bei $m < 1$ sollte die Bruchdehnung mit zunehmender Standzeit abnehmen und bei $m > 1$ zunehmen. Diese Aussage deckt sich weitgehend mit dem Bild 16a, in dem die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit eingezeichnet ist. Wie schon in Kapitel 3.4 beschrieben, ist bei 550° tatsächlich die Bruchdehnung bis $2 \cdot 10^4$ std standzeitunabhängig und bei den höheren Prüftemperaturen wird nach zunächst standzeitunabhängigen Werten eine Abnahme der Bruchdehnung mit zunehmender Standzeit festgestellt.

Diese Änderung in der Zeitabhängigkeit ist auch in Bild 22 erkennbar.

Bei den geschweißten Proben (Bild 23) ordnen sich die 550° - Versuche der ϕ 8,8 mm Proben und der ϕ 4 mm Proben auf einer Geraden ein. Die Versuchswerte der ϕ 8 mm Proben aus dem EP-Programm bei $550-600-650^\circ$ liegen bis 10^4 std ebenfalls im Bereich einer Geraden, allerdings zu höheren $\dot{\epsilon}$ - Werten verschoben.

Auch bei den geschweißten Proben äußert sich die stärkere Abnahme der Bruchdehnung mit zunehmender Standzeit (s. Bild 16 b) in wesentlich kleineren m-Werten.

3.6. Metallografische Untersuchungen

Die gebrochenen Zeitstandsproben werden größtenteils metallografisch untersucht. Die Befunde erlauben Aussagen zum Bruchverhalten im bisher abgedeckten Zeit- und Temperaturbereich sowie halbquantitative Aussagen zum Ausscheidungsverhalten. Gerade diese lichtmikroskopischen Untersuchungen erleichtern gezielte elektronenmikroskopische Untersuchungen.

In diesem Kapitel wird lediglich das Bruchverhalten beschrieben sowie durch die Darstellung des Gefüges von Proben mit kurzen und den bisher maximalen Standzeiten das Auftreten von Ausscheidungen demonstriert. Das Ausscheidungsverhalten und strukturelle Änderungen als Folge der Zeitstandbeanspruchung werden im nächsten Kapitel beschrieben.

Grundwerkstoff:

Ziemlich unabhängig von der Beanspruchungszeit und Prüftemperatur ($550-750^{\circ}$) treten in der Meßlänge bzw. Bruchzone zahlreiche interkristalline Anrisse auf, wie aus den Bildern 24-26 hervorgeht, die die Bruchzone im ungeschätzten Zustand wiedergeben. Im geätzten Zustand und bei 100-facher Vergrößerung erkennt man, daß bei $550-650$ bis ungefähr 10 000 std der Bruch noch teilweise transkristallin erfolgt. Bei längeren Beanspruchungszeiten, bzw. oberhalb 650° schon etwas früher, ist die Deformation in der Bruchzone nicht mehr so ausgeprägt und der Bruch erfolgt rein interkristallin. (Bilder 27-29)

Die Aufnahmen in den Bildern 30-32 vermitteln einen ersten Eindruck von den Ausscheidungsvorgängen, die als Folge der Beanspruchungszeit und -temperatur auftreten.

Es handelt sich jeweils um das Gefüge aus dem Probenkopf, der ja durch die angelegte Spannung und die ablaufende Deformation praktisch kaum beeinflusst wird. Diese Faktoren wirken in der Meßlänge beschleunigend. Durch die Gegenüberstellung der Aufnahmen mit kurzen und den z.Zt. maximalen Standzeiten erkennt man deutlich die Ausscheidungen im Korn und auf den Korngrenzen, die im Laufe der Versuchszeit plattenförmig (bei dieser Betrachtungsweise) in das Korn hineinwachsen.

Bei den geschweißten Proben interessiert natürlich zunächst, wo der Bruch erfolgt. Die schematische Darstellung im Bild 33 zeigt, daß bei 550° bisher bis rd. 10 000 std die Proben in der Schweißnaht brachen, ebenso bei 600° und kurzer Standzeit.

Bei 600° und längeren Standzeiten sowie bei 700° brachen die Proben im Grundwerkstoff der Meßlänge und in der Regel mit einer 2.Einschnürung. Lediglich die Probe bei 650° mit der niedrigsten Spannung brach wieder in der Schweißse, jedoch ist dieser Versuch auch bei den übrigen Kennwerten als Ausreißer anzusehen. Soweit die Proben im Grundwerkstoff der Meßlänge brechen, gilt in bezug auf Ribbildung und Bruchausbildung das gleiche wie bei den ungeschweißten Proben.

Gezielt durchgeführte Ätzungen auf δ -Phase bei den Proben mit den langen Standzeiten zeigten selbst bei den Proben 700° - 20.000 std und 750° - 7.400 std, daß bei dieser Charge keine δ -Phase auftrat.

3. 7. Elektronenmikroskopische Nachuntersuchungen

In Ergänzung und Erweiterung der metallographischen Untersuchungen sind umfangreiche elektronenmikroskopische Nachuntersuchungen begonnen worden, um qualitative und quantitative Aussagen zum Ausscheidungsverhalten machen zu können. Der derzeitige Stand^{14 a)} und mit Hinweis auf eine Literaturstelle zum gleichen Stahl¹⁵⁾ sei kurz beschrieben. Die massiert auftretenden Ausscheidungen im Korn und an den Korngrenzen im Laufe der Zeitstandsbeanspruchung sind alle vom Typ $M_{23}C_6$ und dem Gitterparameter nach $Cr_{23}C_6$. In der elektronenmikroskopischen Abbildung erscheinen sie als Rhomben (einzeln und in Ketten), Stäbchen, spitze Nadeln und an den Korngrenzen als dreieckige Plättchen und in unregelmäßiger bizarrer Form. Bis auf die letztere können alle auf das Oktaeder als Grundform zurückgeführt werden. Wie aus der schematischen Darstellung und der photographischen Wiedergabe eines Modells 14 b) hervorgeht, sind die oben genannten Ausscheidungsformen verständlich; je nach Lage bzw. Schnitt des Präparates zur Ausscheidung (Bild 34). Als Beispiel sind in der Bildtafel 35 elektronenmikroskopische Aufnahmen der vorherrschenden Formen zusammengestellt. Rhomben und Rhombenketten entstehen bei einem Schnitt durch

den Oktaeder bzw. 90° zum gewachsenen ($\langle 110 \rangle$) Oktaeder; Stäbchen und Nadeln beim Längsschnitt bzw. Schnitt im spitzen Winkel des gewachsenen Oktaeders. Die an Korngrenzen vereinzelt sichtbaren Dreiecke sind Parallelschnitte zur Oktaederfläche. Die lichtmikroskopisch in den Bildern 30 - 32 schon sichtbaren platten- bzw. kammförmigen Ausscheidungen sind Stäbchen in dichter Folge, die in das Korninnere wachsen.

Zwischen Probenkopf und Meßlänge war kein Unterschied in Gestalt, Größe und Verteilung der Ausscheidungen zu erkennen. Dagegen nimmt die Größe der Ausscheidungen mit steigender Prüftemperatur und -zeit zu. Genaue quantitative Bestimmungen zur Ausscheidungskonzentration sind noch im Gange. Der wesentliche Unterschied im Gefüge zwischen Probenkopf und Meßlänge besteht in der Versetzungsstruktur. Während die Meßlänge sehr viele girlandenförmige Versetzungen aufweist, sind solche im Probenkopf nur vereinzelt anzutreffen.

In der Bruchzone der Proben wird unabhängig von der Prüftemperatur bei allen Proben Subkornbildung beobachtet. Die Frage, ob die Subkornbildung im Zusammenhang mit der Änderung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ steht, kann verneint werden. Bei 700° wurden bei zwei Spannungen mehrere Proben bis in verschiedene Bereiche der Kriechkurve (0,2 % bis 60 %) gefahren, unter Spannung abgekühlt und untersucht. Erst bei Verformungsbeträgen $>11\%$ findet eine ausgeprägte Subkornbildung statt, d.h., wenn der Bereich der stationären bzw. minimalen Kriechgeschwindigkeit längst durchlaufen ist.

Die Zeitbereiche des Beginns der intensiven Ausscheidungen können für die einzelnen Temperaturen in etwa wie folgt abgegrenzt werden:

$550^\circ = 2000 - 7000$ std, $600^\circ = 500 - 2000$ std, $650^\circ = 60 - 80$ std, $700^\circ = 10 - 20$ std, $750^\circ \leq 10$ std.

3. 8. Härtemessungen

An den lichtmikroskopisch untersuchten Proben wurde anschließend die Härte gemessen. Daraus kann man gut ersehen, inwieweit durch die Zeitstandbeanspruchung Verfestigung und Entfestigung auftritt. Gemessen wurde die Härte im Probenkopf und der Meßlänge. In Bild 36 sind die Werte in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen, getrennt nach den jeweiligen Prüftemperaturen der Proben.

Die Härtewerte der weitgehend durch die Versuchsspannung unbeanspruchten Probenköpfe liegen durchweg im Bereich der Ausgangshärte. Lediglich einige Proben der niedrigeren Prüftemperaturen zeigen als Einfluß der starken Deformation Verfestigung bis in den Kopfbereich der Probe. Die Meßlängen der 550 °-Proben weisen als Folge der hohen Spannungen (= hohe Belastungsdehnung) und der geringen Erholung durch die relativ niedrige Versuchstemperatur die stärkste Verfestigung auf, die auch bis zu langen Versuchszeiten weitgehend erhalten bleibt. Mit steigender Prüftemperatur setzt zu immer früheren Zeiten durch thermische Erholung eine Entfestigung ein, so daß bei $T > 600$ ° die Härte nach dem Versuch der Ausgangshärte entspricht. Der Härteabfall geht so weit, daß durch Entfestigung und Gefügauflockerung die Härte in der Meßlänge bei den Langzeitversuchen bei 650 - 700 - 750 ° noch unter der Härte des Probenkopfes liegt. Dies ist für 3 Beispiele durch Pfeile gekennzeichnet.

Da die Härtewerte im Bereich der Ausgangshärte liegen, zeigt sich, daß die insbesondere bei diesen Temperaturen ablaufenden Ausscheidungsvorgänge keine merkliche Matrixverfestigung bewirken.

4. Diskussion der Versuchsergebnisse

Der jetzige Stand des Extrapolationsprogrammes bedeutet Endphase. Die noch laufenden Versuche stützen und ergänzen den bisherigen Ergebnisstand. Für eine übersichtliche und zusammenfassende Darstellung sind die bisher erzielten Standzeiten und Zeit-Dehngrenzen in den Bildern 37-39 in der Larson-Miller-Darstellung wiedergegeben. Dabei wird die Prüftemperatur und -zeit in einem Parameter der Form $P = T_0 K (c + \log t_B)^{16}$ zusammengefaßt und in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen. Die werkstoffabhängige Konstante c wurde für den Stahl X6CrNi 1811 mit 20 eingesetzt. Diese Darstellung erlaubt auch in erster Näherung eine Extrapolation zu längeren Versuchszeiten bzw. höheren Temperaturen, ohne daß im Rahmen dieses Berichtes einer verfeinerten Extrapolation für Auslegungszwecke vorgegriffen werden soll. Dazu gehört auch, daß die Konstante c anhand der verfügbaren Daten optimiert werden kann¹⁷⁾ bzw. verfeinerte Extrapolationsverfahren¹⁸⁾ zur Anwendung kommen. Die am Grundwerkstoff im Temperaturbereich 550-750°C ermittelten Standzeiten enthält Bild 37. Sie ordnen sich mit einer verhältnismäßig geringen Streubreite auf einer sog. Zeitstand-Hauptkurve ein. Im Parameterfeld 17-21 ist als schmales Streuband der Bereich angegeben, der mit Proben der Abmessung $\phi 8.8 \times 21$ mm bei Prüftemperaturen 550-600°C abgedeckt wurde^{4) 8)}. In einem wesentlich breiteren Band liegen die Werte, die vom VDEH^{x)} im Auftrag des Kernforschungszentrums an 3 handelsüblichen Chargen des 1.4948 im Temperaturbereich von 500-800°C ermittelt werden⁹⁾. Die Versuchsergebnisse des SNR-spezifizierten Grundmaterials der Charge GW 206 liegen im Spannungsbereich 28-15 kp/mm² knapp unterhalb des Streubandes.

Extrapoliert man mit Hilfe des angegebenen Auflösungsnetzes aus Bild 37 zu Standzeiten, die vorläufig experimentell noch nicht abgedeckt werden können, z.B. 100 000 std. bei den SNR-relevanten Temperaturen von 500-600°C, so ergeben sich für den Grundwerkstoff folgende Spannungsbereiche:

^{x)}VDEH = Verein Deutscher Eisenhüttenleute

	500°	550°	600°
$\sigma_B/10^5$ std	20-23	13-15	8-9,5 kp/mm ²

Eine Extrapolation auf 10^5 oder $2 \cdot 10^5$ std ist noch als konservativ anzusehen, da sie um weniger als 1 Zehnerpotenz in der Zeit über den experimentell erfaßten Bereich hinausgeht.

In die Darstellung mit eingezeichnet ist auch, wie sich die experimentellen Bereiche bei den verschiedenen Prüftemperaturen überlappen, was bei der Anwendung der verschiedenen Extrapolationsverfahren von wesentlicher Bedeutung ist. Für die geschweißten Proben ist das Parameterfeld nicht so dicht belegt und die Streuung ist etwas stärker. Im Vergleich zu den VDEH-Versuchen liegen die Werte der Charge GW 206-SV innerhalb bzw. im unteren Bereich des Streubandes. Deutlich außerhalb liegen die Meßpunkte der Versuche $650^\circ - 11 \text{kp/mm}^2$ und $650^\circ - 6 \text{kp/mm}^2$, die wesentlich kürzere Standzeiten als erwartet erreicht haben. Eine Extrapolation auf 10^5 std ergibt für $500^\circ = 20-21$; $550^\circ = 13-14$ und $600^\circ = 8,5 - 9 \text{kp/mm}^2$.

Für die Zeit-Dehngrenzen (0,2% - 5%) wurde in Bild 39 die gleiche Darstellung gewählt, jedoch wegen der besseren Übersichtlichkeit mit versetzten Parameterskalen für jede Dehngrenze. Bei der niedrigen Dehngrenzen 0,2% und 0,5% ist die Streubreite allgemein etwas größer, obwohl insgesamt die Streuung durch eine Optimierung von c noch verkleinert werden kann. Der nach oben gekrümmte Verlauf der Mittelwert-Geraden bei 0,2% und 0,5% im Bereich der 550° -Versuche ist auf den Einfluß der plastischen Verformung bei Versuchsbeginn bei diesen hohen Spannungen zurückzuführen. Wie aus Bild 5 hervorgeht, liegt die Belastungsdehnung für $\sigma > 20 \text{kp/mm}^2$ zwischen 4 und 10%. Dies bewirkt eine erhebliche Verfestigung des Werkstoffs. Ein direkter Vergleich Grundwerkstoff-Schweißverbindung, wie er in Bild 40 für 550° und 600° dargestellt ist, zeigt, daß bei 550° die Zeitstandfestigkeit der geschweißten Proben durchweg $1 - 1,5 \text{kp/mm}^2$ niedriger ist und bei 600° kein Unterschied besteht. Beim Vergleich der 1% - Kriechgrenzen liegen jedoch die Werte der SV-Proben wesentlich günstiger. Dieser Befund erklärt sich aus dem günstigeren

Kriechverhalten der SV-Proben (Vergleich Bild 19 und 20) sowie der geringeren Dehnung (Bild 16). Absolut stimmen die im Extrapolationsprogramm ermittelten Werte für die Zeit-Dehngrenzen gut mit Werten überein, die von TNO an einer Betriebscharge dieses Stahles ermittelt wurden¹⁹⁾. Die Zeitstandfestigkeitswerte, auch auf 10^5 std extrapoliert und unter Einbeziehung der früher als erwartet gebrochenen Proben, liegen noch über den Werten, die von den Herstellern und in der Literatur angegeben werden¹⁾²⁾³⁾. Die Änderung der Duktilität und der minimalen Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchszeit bzw. Versuchsspannung muß im Zusammenhang mit den ablaufenden Ausscheidungsvorgängen gesehen werden und können auch korreliert werden.

Dazu ist im Bild 41 eine Kriechkurve schematisch dargestellt und im unteren Teil sind die zu diskutierenden Kenngrößen tabellarisch zusammengestellt.

Anhand der licht- und elektronenmikroskopischen Befunde lassen sich für die verschiedenen Prüftemperaturen die Zeiträume abgrenzen, innerhalb derer das Ausscheidungspotential weitgehend ausgeschöpft wird (Spalte A). Werden die Kriechversuche bei niedrigen Temperaturen ($550 - \leq 650^\circ$) bzw. bei hohen Spannungen (= kurze Versuchszeiten) durchgeführt, so liegt der gesamte Kriechverlauf vor dem Ausscheidungszeitraum und die Versuchsprobe bleibt während der gesamten Versuchszeit praktisch im Ausgangszustand. (Fall I). Die Kriechkurve entspricht auch weitgehend der dargestellten Form mit ziemlich klar abgegrenztem Primär- Stationär- und Tertiärbereich. Bei etwas niedrigeren Versuchsspannungen oder höheren Temperaturen, wenn im tertiären Kriechbereich der Ausscheidungszeitraum durchlaufen wird (Fall II) wird eine Abnahme der Duktilitätskennwerte und lichtmikroskopisch eine geringere Deformation des Gefüges beobachtet. Dieser Beginn der Duktilitätsabnahme läßt sich auch einer bestimmten Versuchsspannung zuordnen. (Spalte B). Diese Fälle haben noch keinen Einfluß auf die stationäre bzw. minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$. Sind die Versuchsbedingungen derart, daß der Ausscheidungszeitraum im Kriechverlauf gemäß III und IV erfolgt, so erhält man Kriechkurven mit

einer zeitabhängigen Unstetigkeit bzw. einem direkten Übergang vom Primärkriechen zum Tertiärkriechen. In diesen Fällen läßt sich aus den Kriechkurven praktisch nur noch ein Punkt der minimalen Kriechgeschwindigkeit bestimmen.^{x)} Bei höheren Temperaturen und/bzw. niedrigen Spannungen wird das Ausscheidungspotential schon weitgehend in der Anfangsphase des Kriechverlaufes ausgeschöpft. (Fall V). Bei diesen Versuchen ist der weitere Kriechverlauf und somit die Werte für $\dot{\epsilon}_{\min}$, δ und ψ per Definition nicht mehr dem lösungsgeglühten Ausgangszustand zuzuordnen, sondern einem durch Korngrenzen- und Matrixkarbide kriechfesteren Zustand. Dadurch erklärt sich auch die unterschiedliche Spannungsabhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{\min}$ in den Bildern 19 und 21 für die Temperaturen 650-700-750^o im oberen und unteren Spannungsbereich. Für 550^o und 600^o liegen keine bzw. noch nicht genügend Werte im entsprechend niedrigen Spannungsbereich vor.

Bei der Auswertung der kontinuierlich registrierten Kriechkurven läßt sich der zeitliche Anteil des primären Kriechens mit dem Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit klar bestimmen. Der sekundäre bzw. stationäre Kriechbereich ist dagegen wegen der unterschiedlichen Kriechkurven-Formen nicht immer klar abzugrenzen. Im Bild 42 ist in 5 Teilbildern für jede Prüftemperatur der experimentell abgedeckte Spannungsbereich dargestellt und angegeben, welchen zeitlichen Anteil der primäre Kriechbereich umfaßt. Die klare Abgrenzung des stationären Kriechbereiches zwischen der Zeitstandfestigkeitskurve und der Primärbereichskurve ist z.T. noch eine Definitionsfrage. In der Spalte C von Bild 41 ist die Spannung angegeben, unterhalb derer eine andere σ -Abhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{\min}$ gefunden wurde. Dieser Spannung läßt sich ein zeitlicher Umfang des Primärkriechens zuordnen (Spalte D). Wenn man nun die in den Spalten A angegebenen Ausscheidungszeiträume in den jeweiligen Primärbereich von Bild 42 überträgt, so ergibt sich ein Spannungsbereich (Spalte E), der den Werten in Spalte C entspricht. D.h., bei Versuchsspannungen, die unterhalb von denen in C und E genannten liegen, erfolgen die Ausscheidungen während des Primärkriechens, was eine geänderte Spannungs-

^{x)} Kriechkurvenformen s. Bild 43

abhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{\min}$ plausibel macht.

Eine derartige Änderung von $\dot{\epsilon}_{\min} \rightarrow \sigma$ zum Positiven infolge von Ausscheidungsvorgängen wurde auch schon früher an einer Ni-Basis-Legierung gefunden²⁰⁾. Dagegen zeigte sich bisher in einigen Fällen bei hochwarmfesten Fe- und Ni-Basis-Legierungen in niedrigen Spannungsbereichen bei der Abhängigkeit $\dot{\epsilon}_{\min} \rightarrow \sigma$ eine Abknickung zum Negativen, d.h. experimentell ergeben sich zu niedrigen Spannungen höhere Kriechraten als vom höheren Spannungsbereich aus zunächst extrapoliert wurde. Vor dem Hintergrund struktureller Änderungen ist auch das verständlich. Diese Legierungen sind durch ihre Komposition und Vorbehandlung optimiert und weisen a priori bessere (= niedrigere) Kriechdaten auf. Im Zuge der langandauernden Zeitstandbeanspruchung kommt es nun durch Entmischung und Koagulation zu einer Änderung der ursprünglich optimalen Ausscheidungskonzentration und Konfiguration und somit zu einem ungünstigeren Kriechverhalten.

Die Autoren danken den Herren G. Müller, P. Graf, H. Zimmermann (KfK), P. Gomez, F. Aldea, M. Medina (JEN) für die Durchführung der umfangreichen metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen, Frau Groß (KfK) und den Herren J.L. Mozo A. del Rio (JEN) für die aufwendigen elektronenmikroskopischen Arbeiten und den Herren E. Weis, K. Dindorf (KfK), J. Sanchez, J. Ruz (JEN) für die zuverlässige Durchführung und Betreuung der Zeitstandversuche.

5. Literatur

- 1) "Hochwarmfeste austenitische Stähle"
 - a) Mannesmann Röhrenwerke Düsseldorf 440 R, Nov. 1972
 - b) DEW-Druckschrift 1123/2-1969
 - c) Thyssenrohr Düsseldorf, Juni 1969

- 2)a) Stahl-Eisen-Liste"
VDEH 1972, Verlag Stahleisen - Düsseldorf.

- b) Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 640-Mai 1975
VDEH

- 3) H. Gerlach: Warmfeste austenitische Stähle.
Werkstoffkunde der gebräuchlichen Stähle,
Verlag Stahleisen-Düsseldorf 1977
Band 2, S. 106 - 120

- 4) E. Grosser, E. te Heesen, H. Lorenz
"Properties of Type 1811 CrNi-ss and Parent-Like Weld-Joints
with Regard to Elevated Temperature Application"
AED Conf.-74-538-008

- 5) M. Schirra, R.R. Solano, B. Seith, M. de las Rivas
"Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des Stahls
X6CrNi 1811 (1.4948)" KfK-Ext. 6/76-5 JEN-Ber. 363

- 6) M. Schirra, B. Seith, R.R. Solano, M. de las Rivas, S. Barroso
"Zeitstandfestigkeits- und Kriechversuche am Stahl X6CrNi1811
(1.4948) im Rahmen des Extrapolationsprogrammes" (Teil II)
KfK-Bericht 2641 - Juni 1978 JEN-Ber. 447

- 7) H. Lorenz, H. Breitling, E. te Heesen.
Unveröffentlichter Bericht

- 8) B. v.d. Schaaf
"Irradiation effects on the mechanical properties of 18/11 CrNi-stainless steel (DIN 1.4948). First status report."
Bericht ECN 4.

- 9) VDEH 11. Zwischenbericht 10/79
Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle
"Zeitstandversuche an den Stählen X6CrNi 1811 und X6CrNiMo 1713"
Unveröffentlicht

- 10) B. Ilschner
"Inwieweit wird Werkstoff-Festigkeit bei hoher Temperatur von den Grundlagen her beherrscht?"
VDI-Berichte Nr. 302 - 1977, S. 5-8

- 11) H. Huthmann, G. Menken, H.U. Borgstedt, H. Tas
"Influence of flowing sodium on the creep-rupture and fatigue behaviour of type 304 SS at 550°C"
Second Intern. Conf. on Liquid Metal Technology in Energy Production. Richland 20-24.4.1980

- 12) M.K. Booker, V. K. Sikka
"Analysis of the creep-strain-time behaviour of type 304 stainless steel."
ORNL 5190

- 13) F.C. Monkman, N.J. Grant
"An empirical relationship between rupture life and minimum creep rate in creep-rupture-tests."
Proc. ASTM Vol 56 (1956)

- 14)a) S. Barroso, K. Ehtlich, R. Groß
"Untersuchung zum Ausscheidungsverhalten und zur Mikrostruktur des Werkstoffes X6CrNi 1811 (1.4948) unter Kriechbeanspruchung"
Reaktortagung 1980 - Berlin - Beitrag 534

b) R. Groß Private Mitteilung

- 15) M. Pohl
Elektronenmikroskopische Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten unstabilisierter vollaustenitischer CrNi-Stähle im Temperaturbereich 500-800°C."
Dissertation RWTH-Aachen, Dez. 1977
- 16) F.R. Larson, J. Miller
"A time-temperature relationship for rupture and creep stresses"
Trans. ASME 74 (1952) 765
- 17) K. Bungard, W. Schmidt
"Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten."
DEW-Techn. Berichte, 1. Band , 1961, Heft 3
- 18) J. Granacher, H. Wiegand
"Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle."
Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, 43-9, (1972), S. 1-6
- 19) W. Dortland, C.F. Etienne, A. Hofstede, H.B. Zeedijk
"Summarizing report on creep strain tests and relaxation tests on material "L" (1.4948)", TNO-SR-TN 7203/37, 1972
- 20) M. Schirra
"Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten der Legierung Inconel 625 in drei verschiedenen Vorbehandlungszuständen"
KfK 1925, Februar 1974

Tabelle I

Chemische Zusammensetzung

X 6 Cr Ni 1811 (1.4948)

	Charge-Nr. GW 206 231861 I.A. Werk	Soll SNR-Spezif.	Stahl-Eisen Werkstoffblatt 64o-Mai 1975 VDEH
C	0,053 0,052	0,04-0,07	0,04-0,08
Si	0,39 0,44	≤ 0,75	≤ 0,75
Mn	2,25 1,81	≤ 2,0	≤ 2,0
P	0,018 0,019	≤ 0,03	≤ 0,045
S	0,032 0,012	≤ 0,02	≤ 0,030
Cr	17,8 17,45	17-19	17-19
Ni	10,6 11,0	10-12	10-12
Mo	0,065	≤ 0,50	≤ 0,50
Ti			
Al	0,08		
N	0,041		
Cu	0,043		
V	0,02		
Co	0,069		
B	2,0-2,3ppm (KfK)		

Abmessung: 500x20x1000 mm Wärmebehandlung: lsg 1000-1080°C

Härte HV₃₀ = 147-157/134-140 Korngröße ASTM: 3-5

Tabelle II

Extrapolationsprogramm JEN-KfK Stand 11/80

X6 Cr Ni 1811 (1.4948) Chg. GW 206

T °C	Grundwerkstoff GW			Schweißverbindung SV		
	σ kp/mm ²	Standzeit t _B (h)	Vers.-Zeit (h)	σ kp/mm ²	Standzeit t _B (h)	Vers.-Zeit (h)
550	25	1002	-	24	860	-
	22	4084	-	22	2346	-
	20	6900	-	20	2950	-
	17	19250	-	19	8730	-
				18	10970	-
				17	9180	-
				15		23 000
600	22	66	-	20	194	-
	20	187	-			
	18	460	-	17	1060	-
	15	2165	-	15	1960	-
	13,5	5360	-	13	4640	-
	12	8500	-	12	10600	-
	10,5	16325	-	11	13300	-
	9		23 000	10	22840	-
	8		15 000			
	7		14 000			
6		22 000				
650	15	85	-	13	390	-
	13	250	-	11	360	-
	11	945	-	10	2330	-
	9,5	2290	-	9	4180	-
	8,5	7300	-	8	7976	-
	7,5	12250	-	7	12850	-
	6,5	14500	-	6	12000	-
	6		15 000			
	5		23 000			

Tabelle III

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) Grundwerkstoff GW 206 Probe: Ø 8x50 mm

(dox10)

Vers. Nr.	T °C	σ kp/mm ²	t_B std	$\epsilon_{Bel.}$ %	$t_{0,1\%}$ std	$t_{0,2\%}$ std	$t_{0,5\%}$ std	$t_{1\%}$ std	$t_{2\%}$ std	$t_{5\%}$ std	$t_{10\%}$ std	$\dot{\epsilon}$ abs. $\times 10^{-6}/h$	δ %	ψ %	Bem.
EP 28	550	25	1002	7,04	2	5	15	35	90	500	950	62	20,4	31,9	
EP 30	"	22	4084	4,7	4	8	23	70	300	1900	3600	16	22,0	31,9	
EP 32	"	20	6900	4,5	6	12	38	120	550	2600	5300	15	24,6	31,9	
EP 36	"	17	19250	2,6	8	22	120	600	2700	10000	18000	3,6	16,6	21,3	
EP 4	600	22	66	5,92	/	/	/	2	4	13	32	3000	46,0	47,4	
EP 6	"	20	187	4,8	/	/	1	3	10	40	95	770	36,6	41,9	
EP 8	"	18	460	3,73	/	/	2	8	28	105	215	380	44,4	47,4	
EP 12	"	15	2165	2,30	1	3	14	55	170	460	900	90	47,0	47,4	
EP 26	"	13,5	5360	1,13	1	4	30	150	530	1400	2900	27	36,0	36,0	
EP 33	"	12	8500	1,03	/	3	40	230	700	2100	4800	18	30,0	49,2	
EP 16	"	10,5	16325	0,60	6	42	280	900	1900	7500	14000	5	18,2	21,2	
EP 39	"	9		0,16	70	300	1400	5000	15000						
EP 44	"	8		0,12	210	575	3200								
EP 45	"	7		0,10	750	2000									
EP 41	"	6		0,05	1550	4800									
EP 1	650	15	85	2,52	/	/	/	1,5	4	15	30	2800	66,0	60,9	
EP 7	"	13	250	1,31	/	/	1	2,5	14	55	95	1000	60,0	56,1	
EP 10	"	11	945	0,78	/	/	6	20	55	150	300	290	62,0	57,7	
EP 15	"	9,5	2290	0,29	1	4	18	50	120	400	850	105	41,0	43,7	
EP 29	"	8,5	7300	0,12	15	40	130	440	1250	2800	5000	12	23,4	23,85	
EP 35	"	7,5	12250	0,08	60	115	600	2250	3900	7000	11000	2,8	16,5	19,0	
EP 19	"	6,5	14500	0,04	110	300	1600	3300	5000	10500	14000	1,6	14,6	16,73	
EP 43	"	6		0,03	170	570	3900	6000	10000						
EP 40	"	5		0,02	260	2700	14500	22000							

Tabelle IV

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) Schweißverbindung GW 206 Probe: ϕ 8x50 mm

(dox10)

Vers. Nr.	T °C	σ kp/mm ²	t _B std	ϵ Bel. %	t _{0,1%} std	t _{0,2%} std	t _{0,5%} std	t _{1%} std	t _{2%} std	t _{5%} std	t _{10%} std	$\dot{\epsilon}$ abs. x10 ⁻⁶ /h	δ %	ψ %	Bem.
EP 2	550	24	860	3,46	3	8	23	70	210	750	/	56	12,8	21,3	Duktiler Bruch i.d. Schweißse
EP 13	"	22	2346	2,45	3	8	32	100	360	1600	2300	22	14,0	23,8	
EP 18	"	20	2950	1,40	4	17	90	400	1350	2950	/	8,6	9,0	9,5	
EP 22	"	19	8730	1,20	4	13	100	700	3200	/	/	3,4	8,6	16,7	
EP 34	"	18	10970	1,14	13	36	200	1150	4200	/	/	3,2	8,6	12,1	
EP 27	"	17	9180	0,89	14	60	750	3600	8500	/	/	1,6	4,6	7,4	
EP 38	"	15		0,36	36	210	3400	10500							
EP 20	600	20	194	1,86	/	/	3	12	35	100	180	485	16,6	36,0	
EP 3	"	17	1060	0,71	/	2,5	24	80	190	440	750	87	24,0	45,6	doppelte
EP 14	"	15	1960	0,42	1	4	65	160	360	800	1500	45	21,4	47,4	Einschnü- rung
EP 17	"	13	4640	0,19	4	30	280	700	1350	3000	4600	11	12,0	29,9	
EP 25	"	12	10600	0,13	60	360	1250	8000	5500	9700	/	2,8	7,6	23,8	
EP 37	"	11	13300	0,10	80	340	1300	4200	7500	12400	/	1,8	7,2	23,8	
EP 23	"	10	22840	0,08	210	900	7300	12500	20000	/	/	0,3	/	/	
EP 5	650	13	390	0,26	/	2	10	24	55	130	220	340	34,6	60,9	doppelte
EP 9	"	11	360	0,24	/	2,5	10	22	45	110	190	440	37,4	62,5	Einschnü- rung
EP 42	"	10	2330	0,11	10	30	115	250	530	1270	2050	36	14,2	30,9	
EP 11	"	9	4180	0,06	20	90	340	800	1500	2900	4150	12	12,4	25,9	"
EP 21	"	8	7976	0,02	300	900	2100	3600	6000	7900	/	1,7	7,8	25,6	"
EP 31	"	7	12850	0,03	250	1800	4000	6000	10000	/	/	0,73	4,2	19,0	
EP 24	"	6	12000	0,04	4400	9000	/	/	/	/	/	0,14	2	1,25	

Tabelle VI

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) Grundwerkstoff GW 206 Probe: \varnothing 5x25 mm

(dox10)

Vers. Nr.	T °C	σ kp/mm ²	t _B std	$\epsilon_{\text{Bel.}}$ %	t _{0,1%} std	t _{0,2%} std	t _{0,5%} std	t _{1%} std	t _{2%} std	t _{5%} std	t _{10%} std	$\dot{\epsilon}$ abs. x10 ⁻⁶ /h	δ %	ψ %	Bem
ZS															
1954	650	19	16	4,56	/	/	/	0,5	1	3	7	13500	49,2	56,5	
1953		18	29	3,8	/	/	/	1	2	6	12	7710	52,8	55,5	
1943		17	59	0,22	/	1	4	7	12,5	23	35	1400	37,2	59,0	
2031		17	40	1,54	/	/	/	1	2,5	7,5	16,5	5650	54,0	59,1	
1948		16	73	2,0	/	/	0,3	1,5	4,5	14	28	2960	52,0	59,0	
2030		15	117	1,96	/	0,5	1,5	4	9,5	26	47	1820	54,0	59,0	
1944		14	144	1,84	/	0,25	1	3	9	26	54	1650	46,0	56,5	
2032		13	468	1,20	/	0,9	4	11	26,5	72	186	400	47,2	60,8	
1949		12	527	0,60	/	2	7	20	45	113	209	404	44,4	50,0	
2033		11	2596 ohne Bruch	0,12	49	289	1321	2042	2596	/	/	/	/	/	
1950		10	1923	0,26	4,5	13	40	92	192	450	887	112	37,2	48,0	
ZSV															
1226		9	2942	0,16	5	14	44	102	227	567	1675	27,4	32,0	39,5	
1227		8	6021	0,10	31	115	430	895	1454	2738	4500	8,4	22,4	19,2	
1237		7	10338	0,10	/	16	320	1200	2537	5399	8714	6,0	19,6	22,6	
1236		6	32045	0,04	1445	4677	11275	14396	19199	29050	/	0,13	10,4	11,5	
ZS 2025		5		0,06	480	3768	24791								

Tabelle VII

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) Grundwerkstoff GW 206 Probe: ϕ 5x25 mm

(doxlo)

Vers. Nr.	T °C	G kp/mm ²	t _B std	ε _{Bel.} %	t _{0,1%} std	t _{0,2%} std	t _{0,5%} std	t _{1%} std	t _{2%} std	t _{5%} std	t _{10%} std	ε _{abs.} x10 ⁻⁶ /h	δ %	ψ %	Bem.
ZS															
2001	700	14	14,5	1,62	/	/	/	/	0,9	2,5	5,5	16500	53,6	66,4	
2002		13	24	1,36	/	/	/	0,5	1,5	4,5	8	10300	60,8	66,4	
2002		12	45	0,94	/	/	0,5	1,3	3	7,5	15	6002	59,6	63,3	
2004		11	83	0,78	/	/	1	2	5	13	23	3750	58,0	53,0	
ZSV															
1210		10	92,5	0,42	/	0,5	1	3	6	/	/	2560	56,4	59,0	
1214		9	176	0,2	0,25	0,6	2	5	12	32	65	1440	45,2	53,7	
1211		8	407	0,14	0,75	1,75	5	12	27	79	168	540	45,2	42,2	
1215		7	866	0,08	2,5	5	15	32	72	215	450	195	30,0	33,0	
1212		6	2023	0,08	6	15	42	90	190	525	1151	73	26,8	29,5	
1216		5	6035	0,04	24	99	481	832	1406	3307	6650	9	15,6	22,7	
ZS			19948												
2000		4		0,06	288	1729	3385	5355	8643	15910	19400	0,4	16,0	15,4	
ZSV															
1233		3		0,04	2470	6670	10916	16413	26971			0,1			

Tabelle VIII

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) Grundwerkstoff GW 206 Probe: ϕ 5x25 mm

(doxlo)

Vers. Nr.	T °C	σ kp/mm ²	t _B std	$\epsilon_{Bel.}$ %	t _{0,1%} std	t _{0,2%} std	t _{0,5%} std	t _{1%} std	t _{2%} std	t _{5%} std	t _{10%} std	$\dot{\epsilon}$ abs. x10 ⁻⁶ /h	δ %	ψ %	Bem.
ZS															
2008	750	12	4,6	1,24	/	/	/	/	0,3	0,75	1,5	63400	61,6	70,8	
2007		11	7,3	0,94	/	/	/	/	0,5	1,2	2,5	40400	64,8	61,6	
2006		10	16	0,72	/	/	/	0,5	1	2,5	5	19300	64,0	56,5	
2005		9	37	0,08	0,25	0,5	1,1	1,8	3,5	7,5	/	5680	56,0	48,3	
ZSV															
1219		8	41	0,18	/	/	0,5	1	2,5	7	/	6800	51,2	45,0	
1225		7	83	0,20	/	0,25	1	2,5	5,5	15	30	3300	44,8	42,0	
1220		6	201	0,06	0,25	0,75	2	7	14	39	82	1160	39,2	36,0	
1224		5	440	0,02	0,5	1	8	17,5	38	116	250	336	25,2	29,5	
1221		4	1226	0,06	6	16	42	81	172	389	934	77	18,4	29,4	
1235		3	7372 ohne Bruch	0,004	695	1223	2478	3670	5877	bis 3,6%	/	/	/	/	
1241		3	5268	0,02	50	206	584	1104	2113	4310	/	8,2	12,8	11,8	

Tabelle IX

Zeitstandversuche "Extrapolationsprogramm" KfK-JEN

X 6 CrNi 1811 (1.4948) a) Grundwerkstoff GW

b) Schweißverbindung GW 206

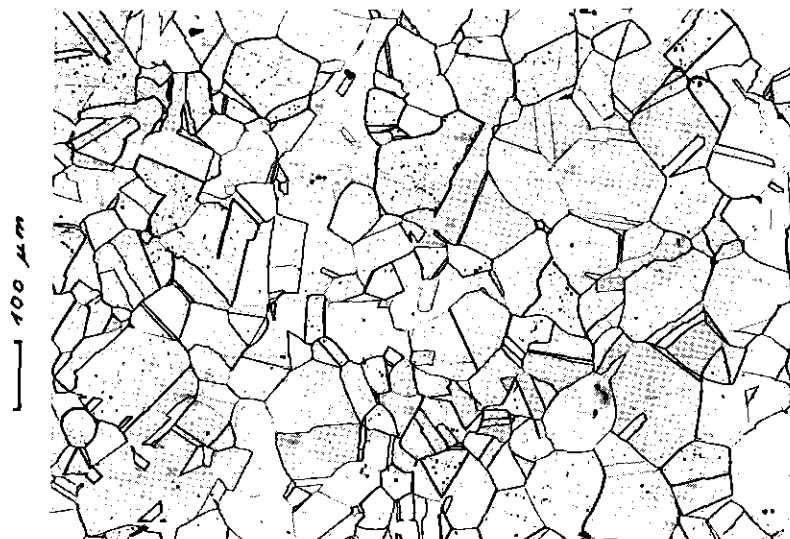
Vers. Nr.	T °C	σ kp/mm ²	t _B std	ϵ Bel. %	t _{0,1%} std	t _{0,2%} std	t _{0,5%} std	t _{1%} std	t _{2%} std	t _{5%} std	t _{10%} std	$\dot{\epsilon}$ abs. x10 ⁻⁶ /h	δ %	ψ %	Bem.
ZS	Grundwerkstoff														
1705	550	28	139	9,8	1,8	2,8	6,5	13,5	29	75	136	550	24,8	29,5	GRIM-Probe
1706		24	1086	7,1	1,5	4,8	14	37,5	123	555	1008	63	26,6	29,0	∅8,8x21mm
1708		18	18414	3,4	9	27	128	569	2560	9541	18054	4,2	20,5	25,5	"-
1751		16	47613	2,2	35	94	528	3190	13500	44309	/	0,6	13,3	15,3	"-
1707		12		0,95	49	143	1463	19176				0,08			"-
1752		10		0,46	141	685	12670								"-
1891	550 ^{x)}	20	8210	4,3	9	22	74	265	1145	4880	7375	11	22,8	29,0	"- (OBH)
				x) V.G. 550° 24 std (für ECN)											
	Schweißverbindung														
1879	550 ^{x)}	18	10068	0,095	1488	3672	8472	9984	-	-	-	0,4	6,7	13,0	"- (ESE)
2156	550	267	123	2,55	3	6	18	34,5	56,5	106	/	216	13,5	43,0	Na-Z-Probe
2162	"	267	97	1,60	1,5	3,5	10	22	42	74	/	480	17,0	31,0	∅4x20mm
2157	"	233	322	0,60	3,5	10	47	114	190	301	/	70	12,0	26,4	" -
2160	"	233	241	0,525	3	10	44	98	158	237	/	83	10,0	13,0	"-
2155	"	228	605	1,20	5	23	111	280	478	/	/	25	9,0	18,0	"-
2159	"	228	456	0,60	6	16	84	177	272	430	/	37	13,5	31,0	"-
2163	"	200	2212	0,30	18	70	528	1110	1619	2160	/	5,1	10,0	26,5	"-
2164	"	200	1764	0,25	10	58	456	920	1256	1705	/	5,7	9,5	31,0	"-
2158	"	178	3480	0,25	49	361	1441	2257	3012	/	/	2,2	7,0	32,0	"-
2161	"	178	3789	0,125	40	240	1536	2497	3300	/	/	1,9	7,5	34,7	"-

X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 1

Chg. Nr. 231861

Grundwerkstoff GW 206



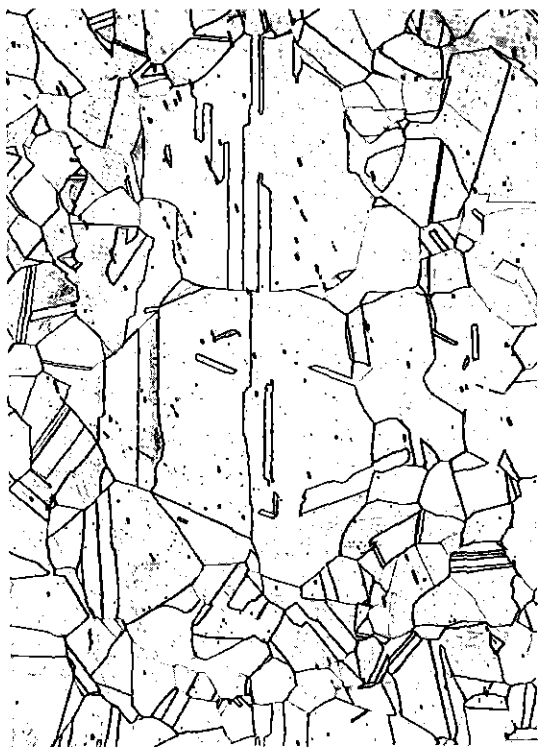
quer

28572

HV₃₀=147-157

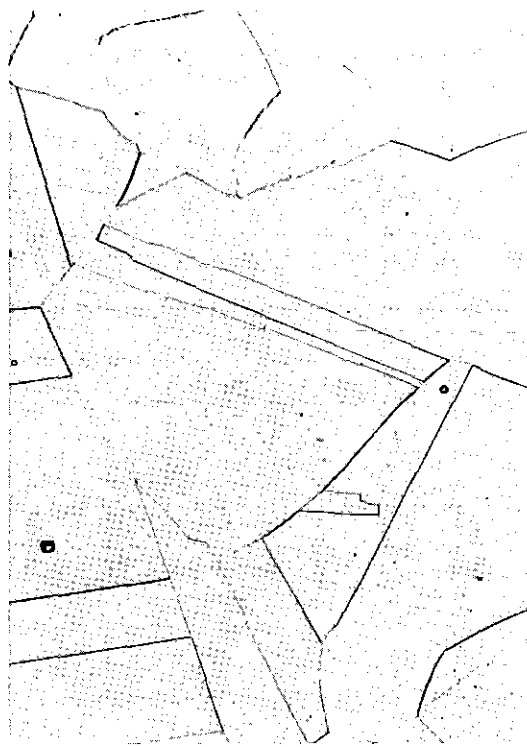
x100

längs



28573

x100



100 μm

35898

x500

HV₃₀=134-140

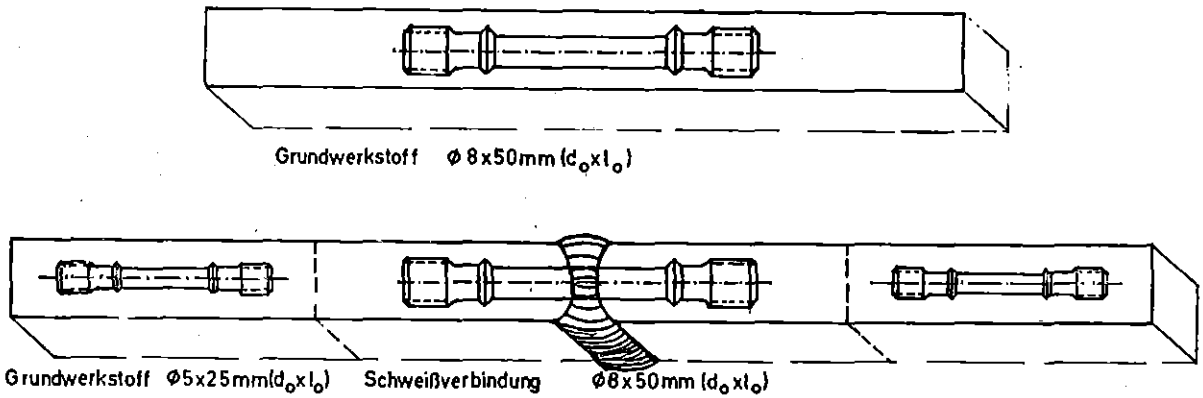


Bild 2 a : Probenlage in den Versuchsmaterialabschnitten, geschweißt und ungeschweißt

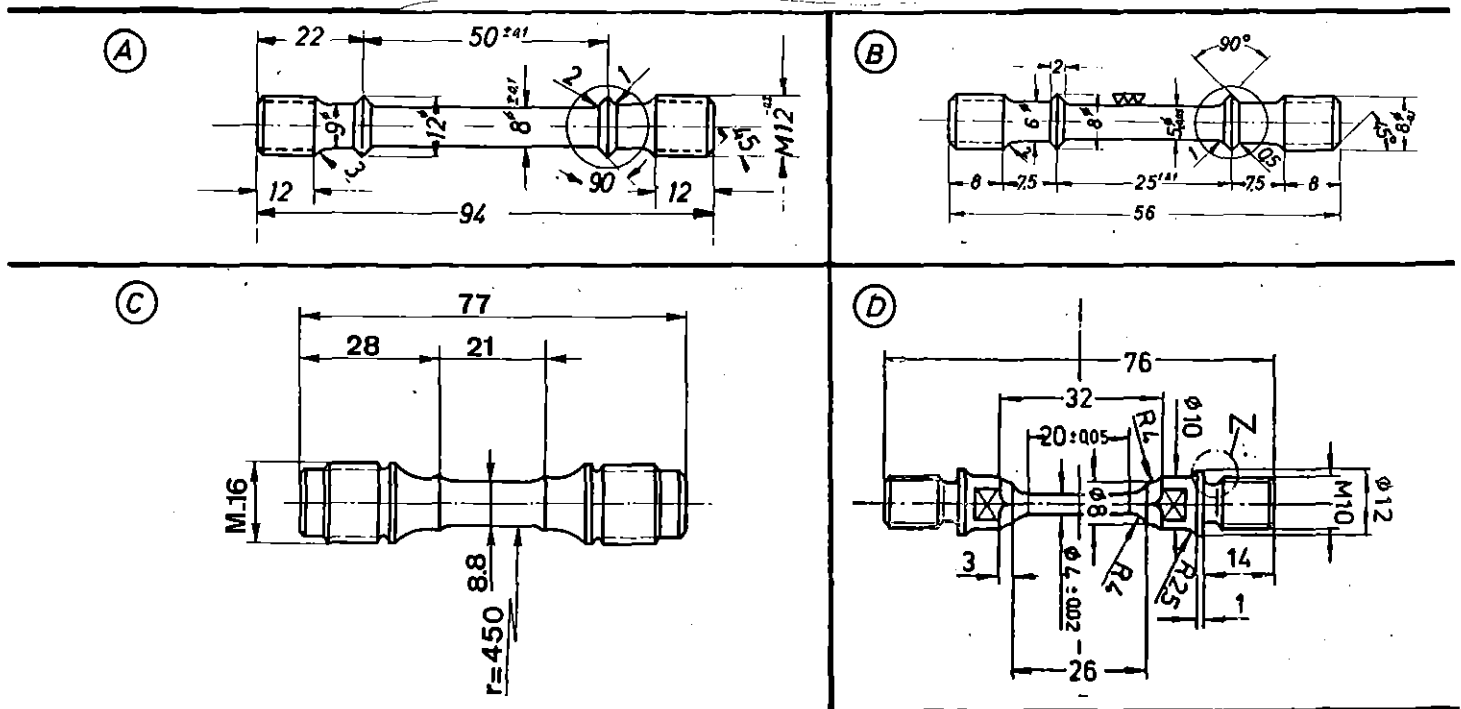


Bild 2 b: Probenformen

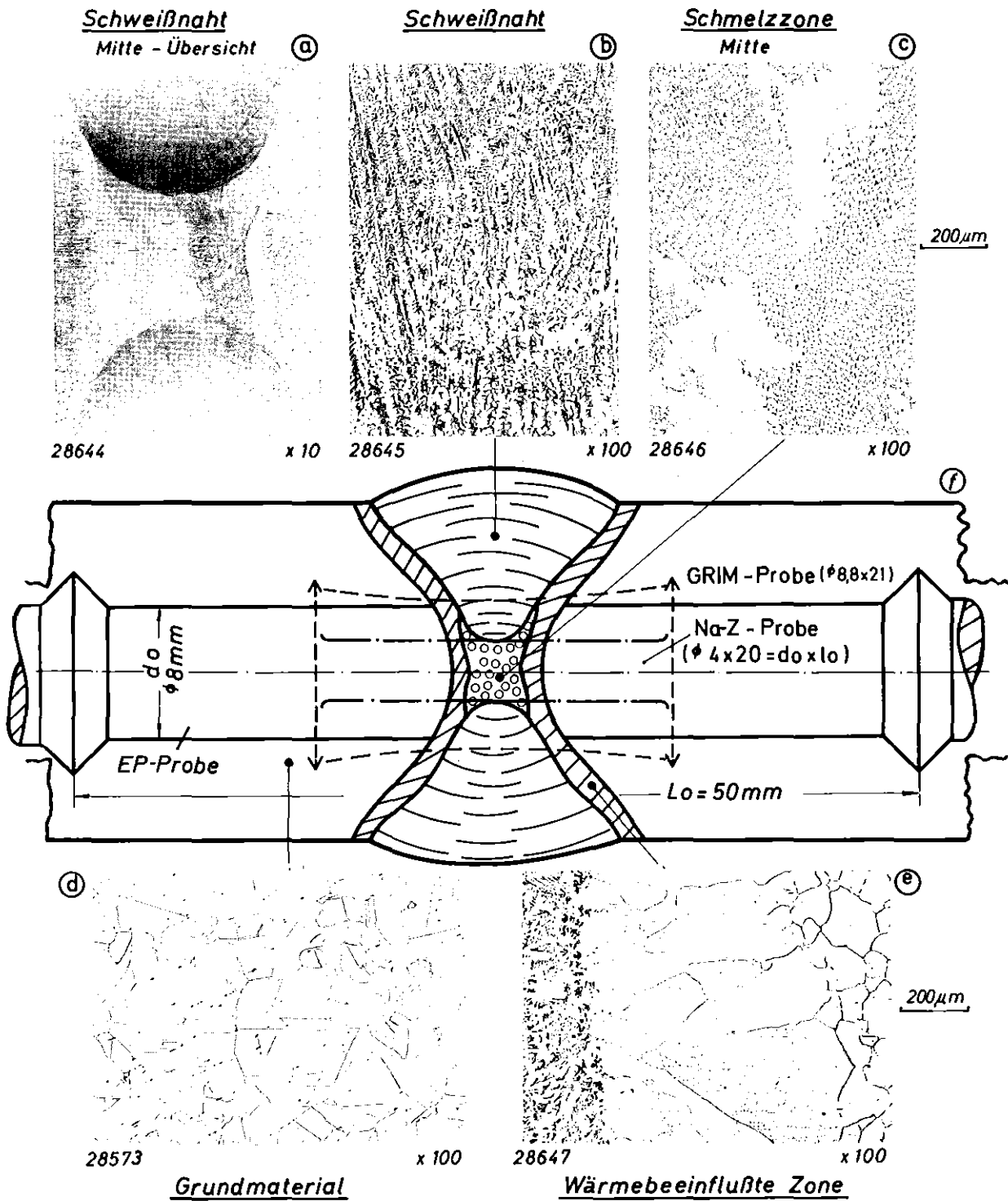


Bild 3: X 6CrNi 1811 (1.4948) Schweißnaht und Probenlage
GW 206

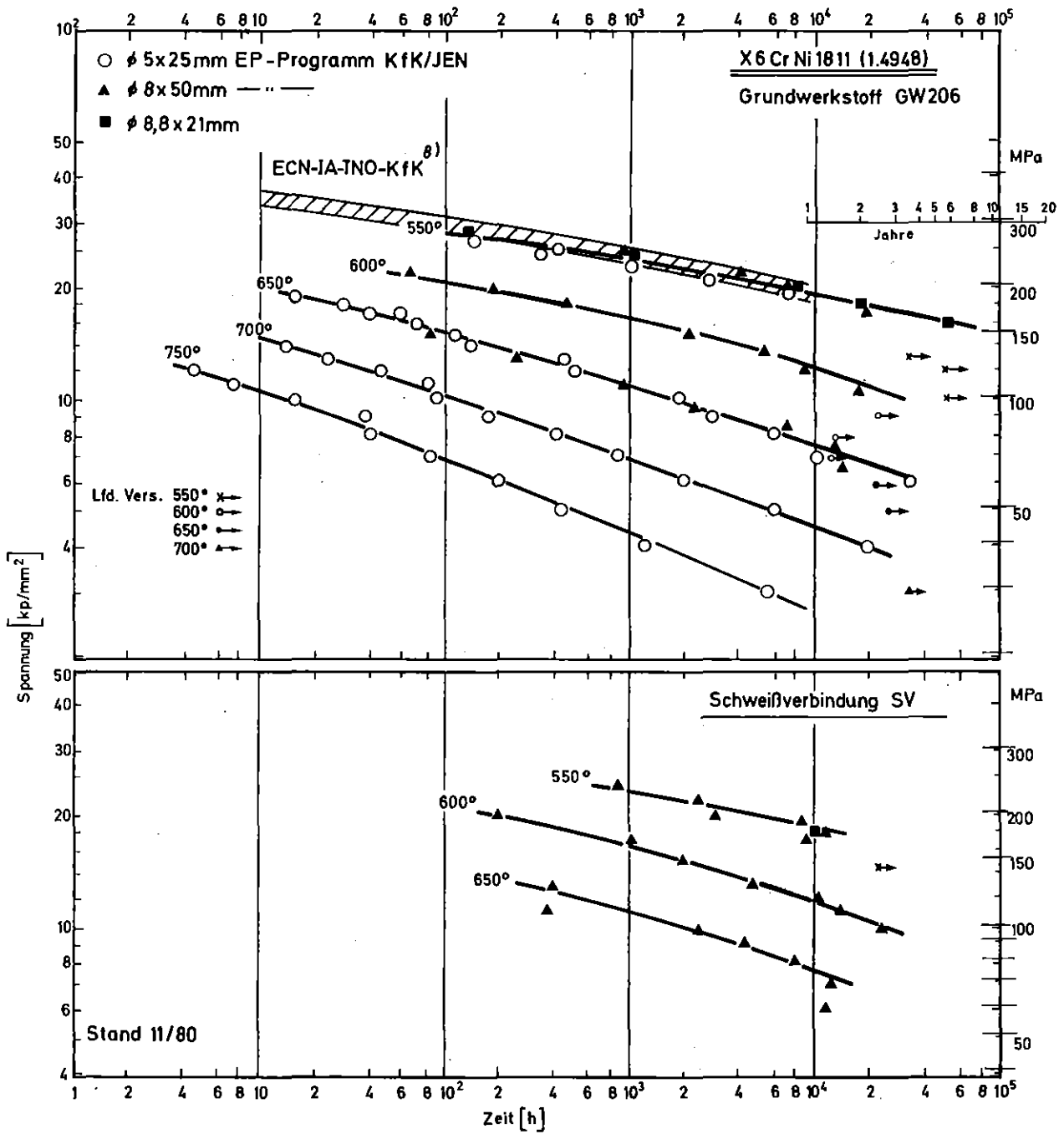


Bild 4 Stand - bzw. Versuchszeiten im Extrapolationsprogramm

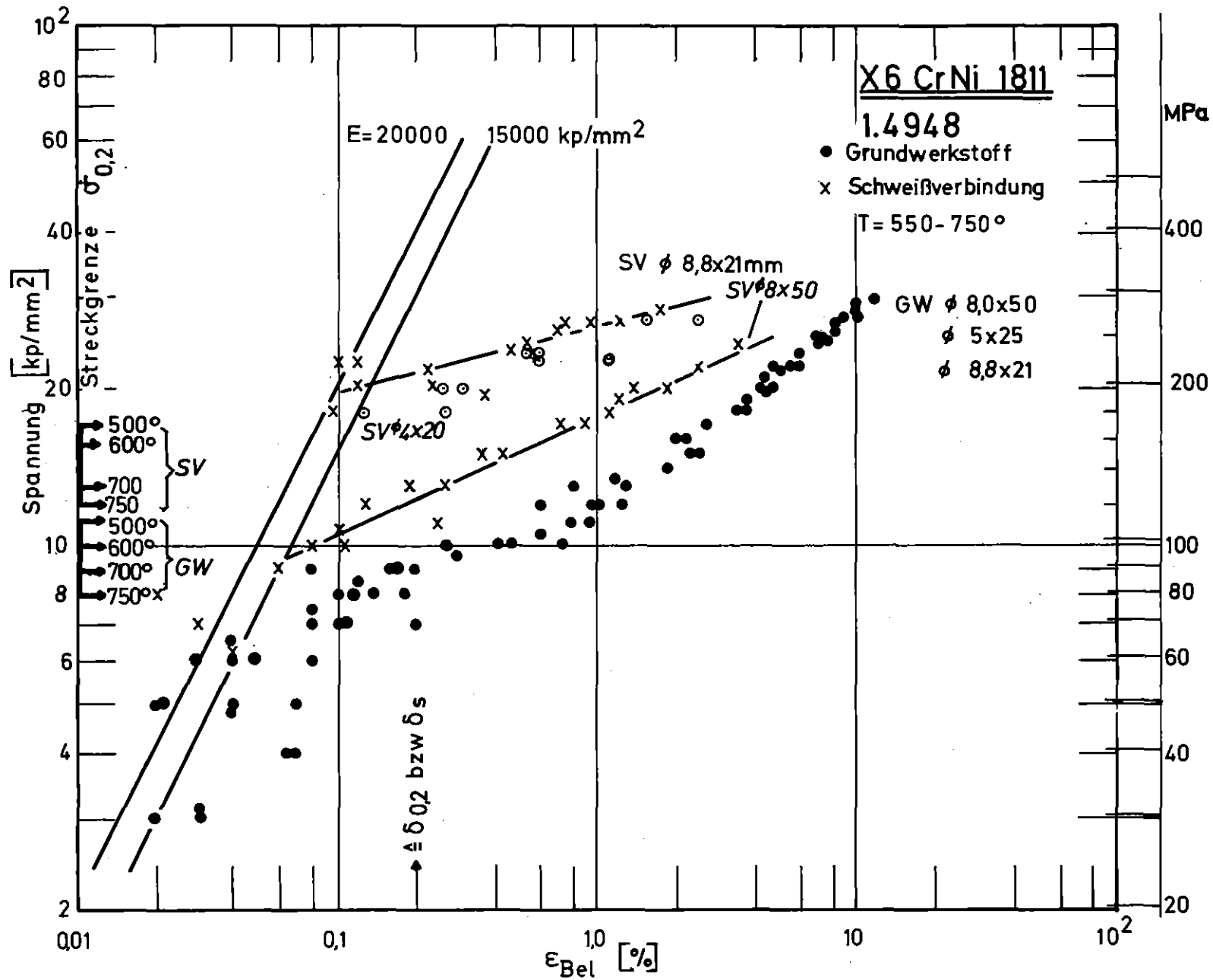


Bild 5 : Belastungsdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

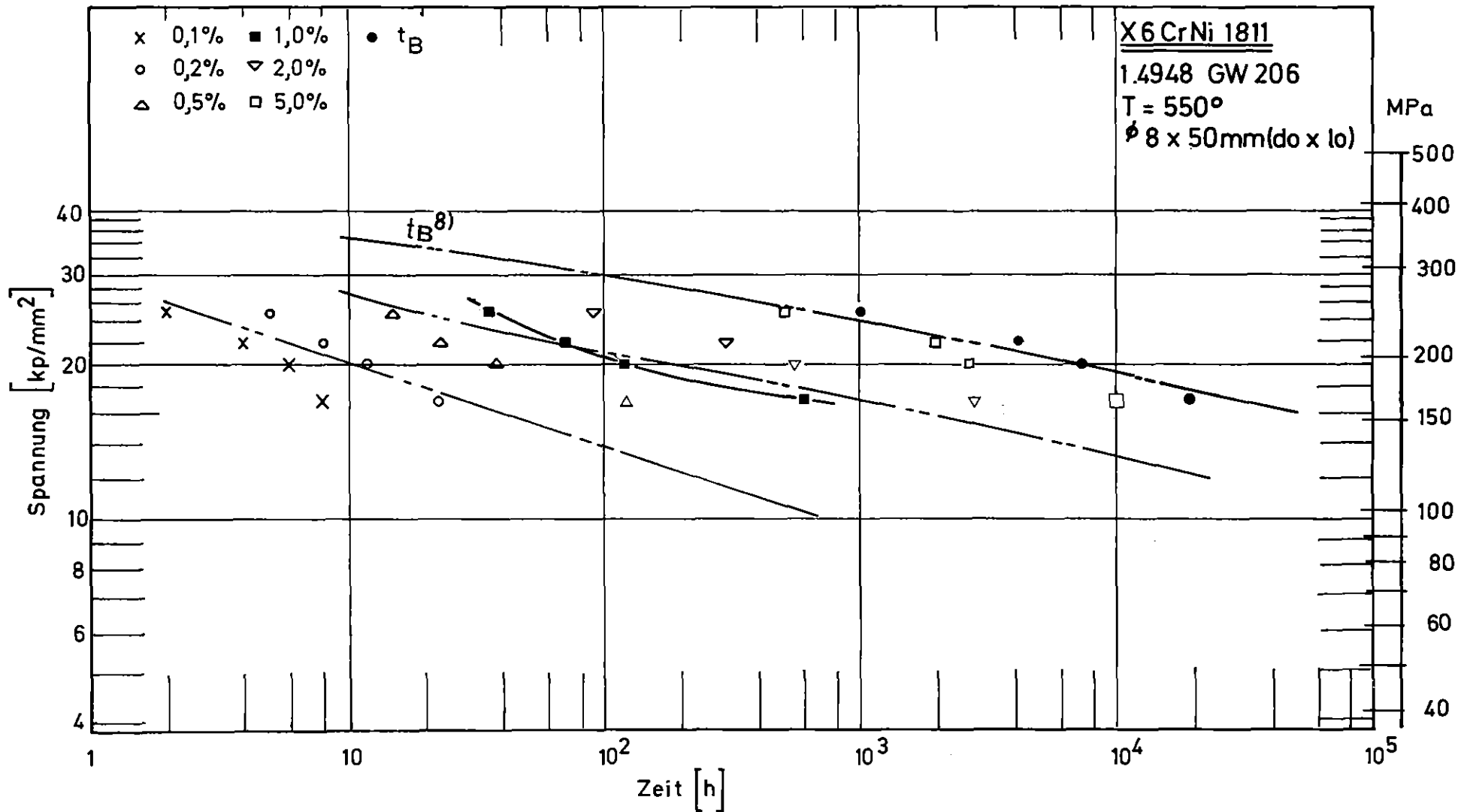


Bild 6: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

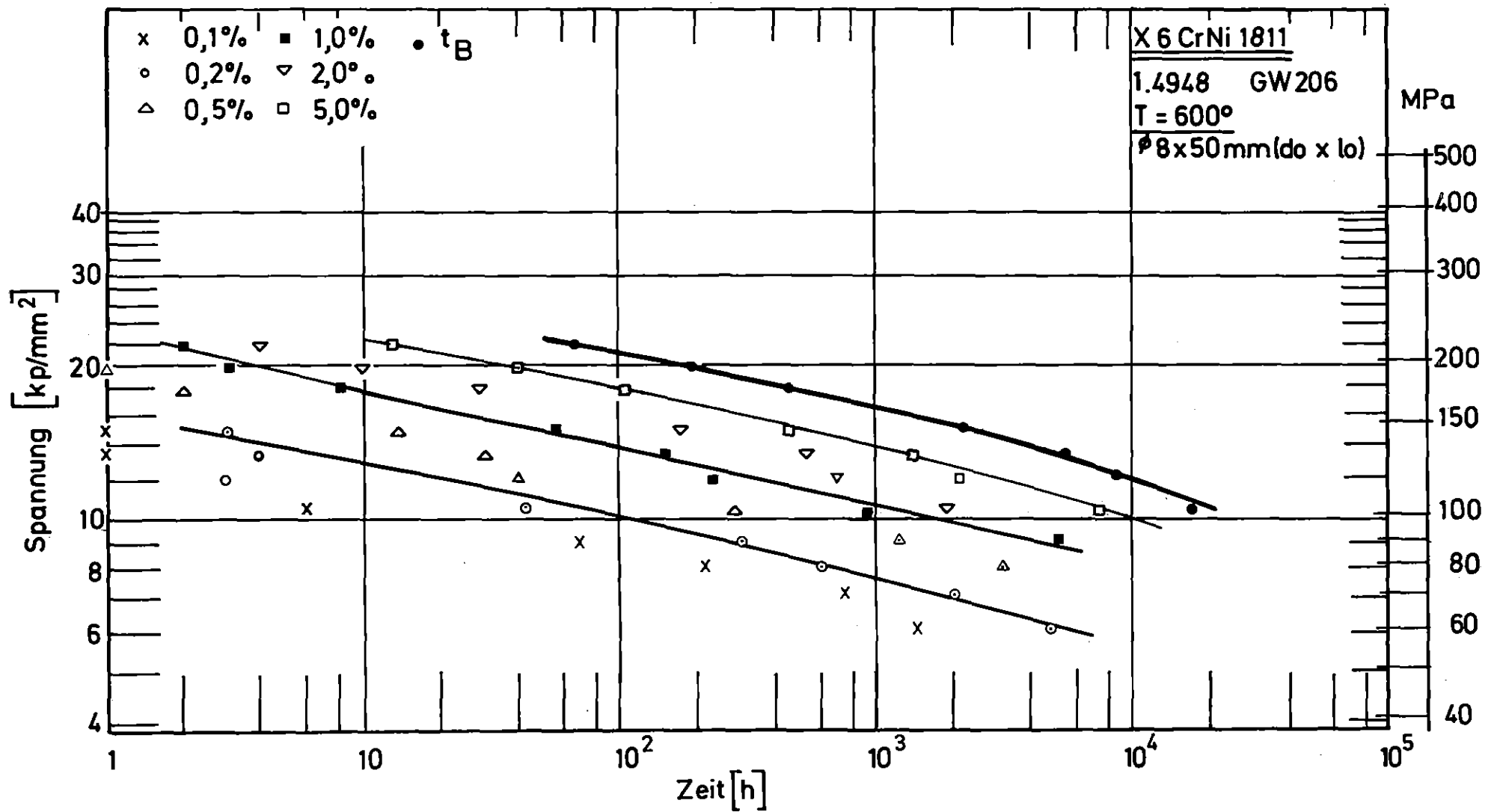


Bild 7: Zeit - Dehngrenzen und Standzeit

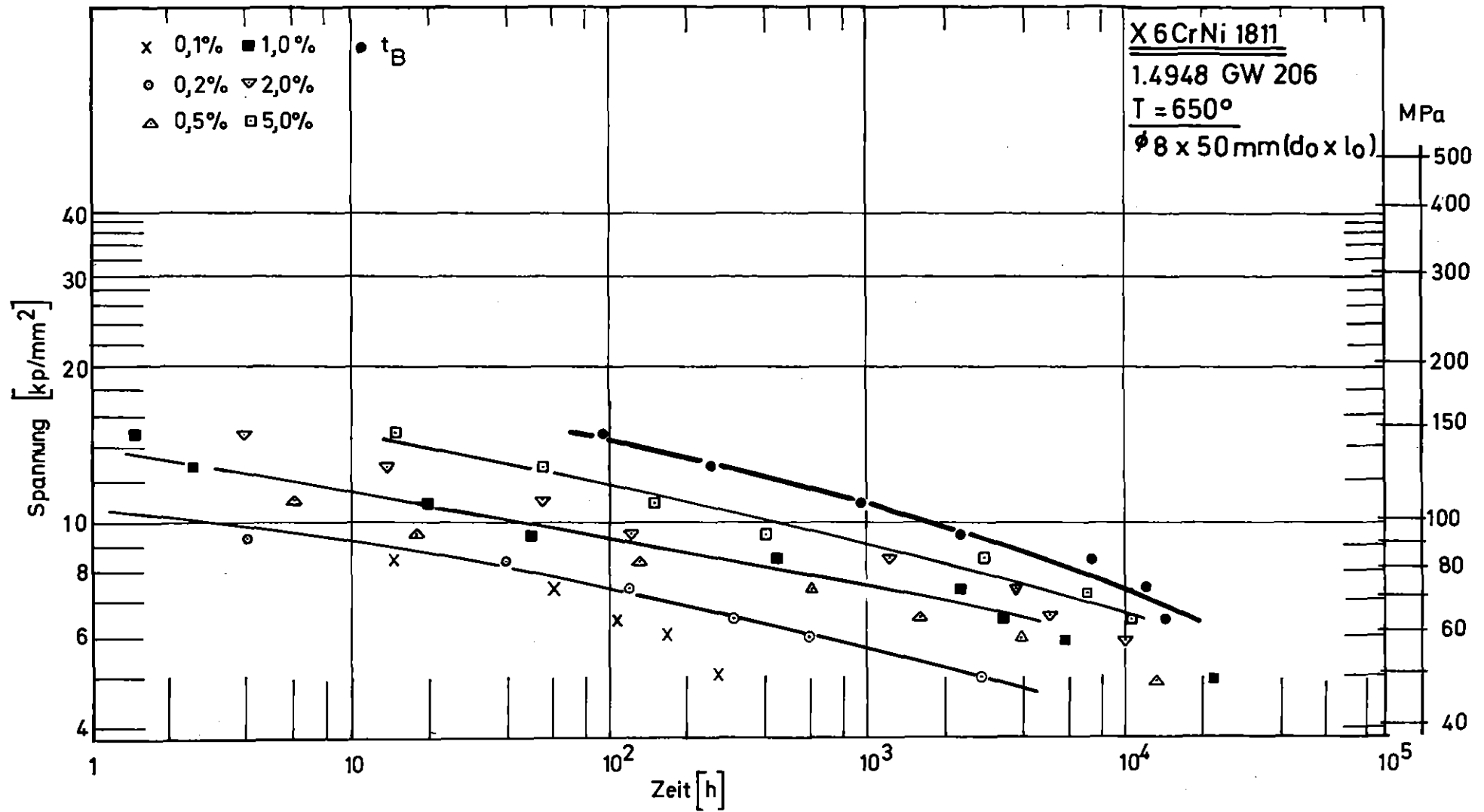


Bild 8: Zeit - Dehngrenzen und Standzeit

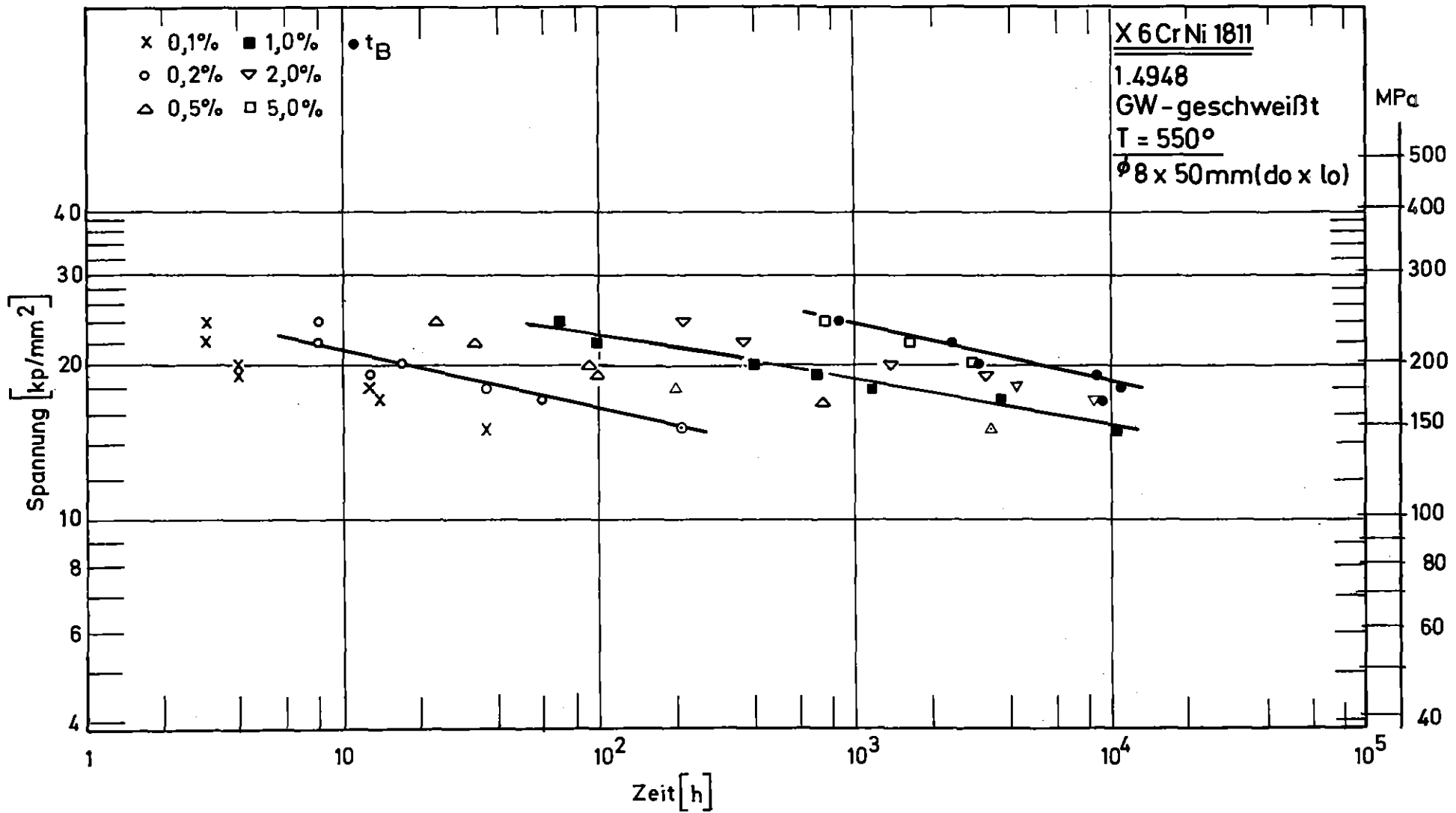


Bild 9: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

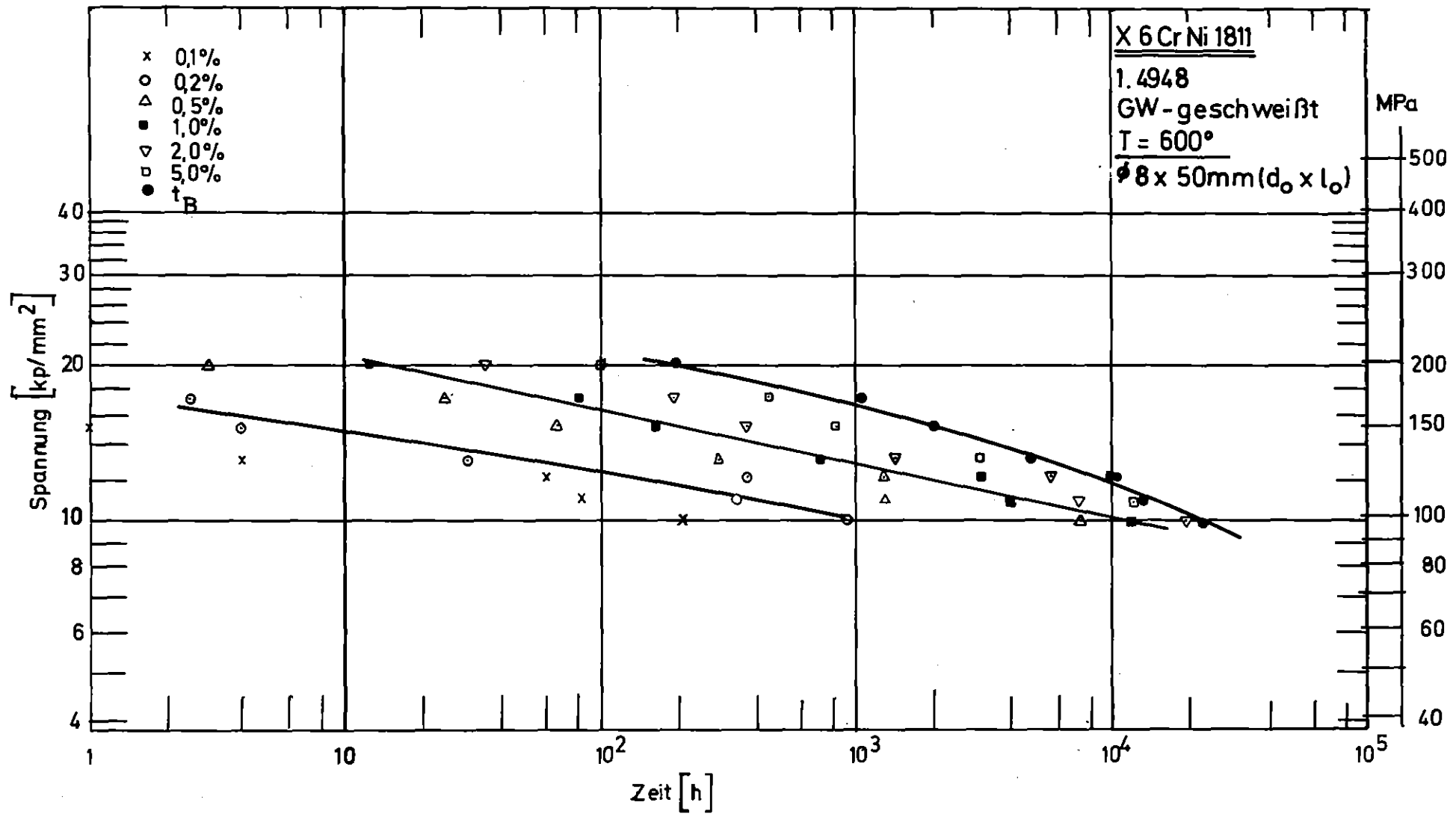


Bild 10: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

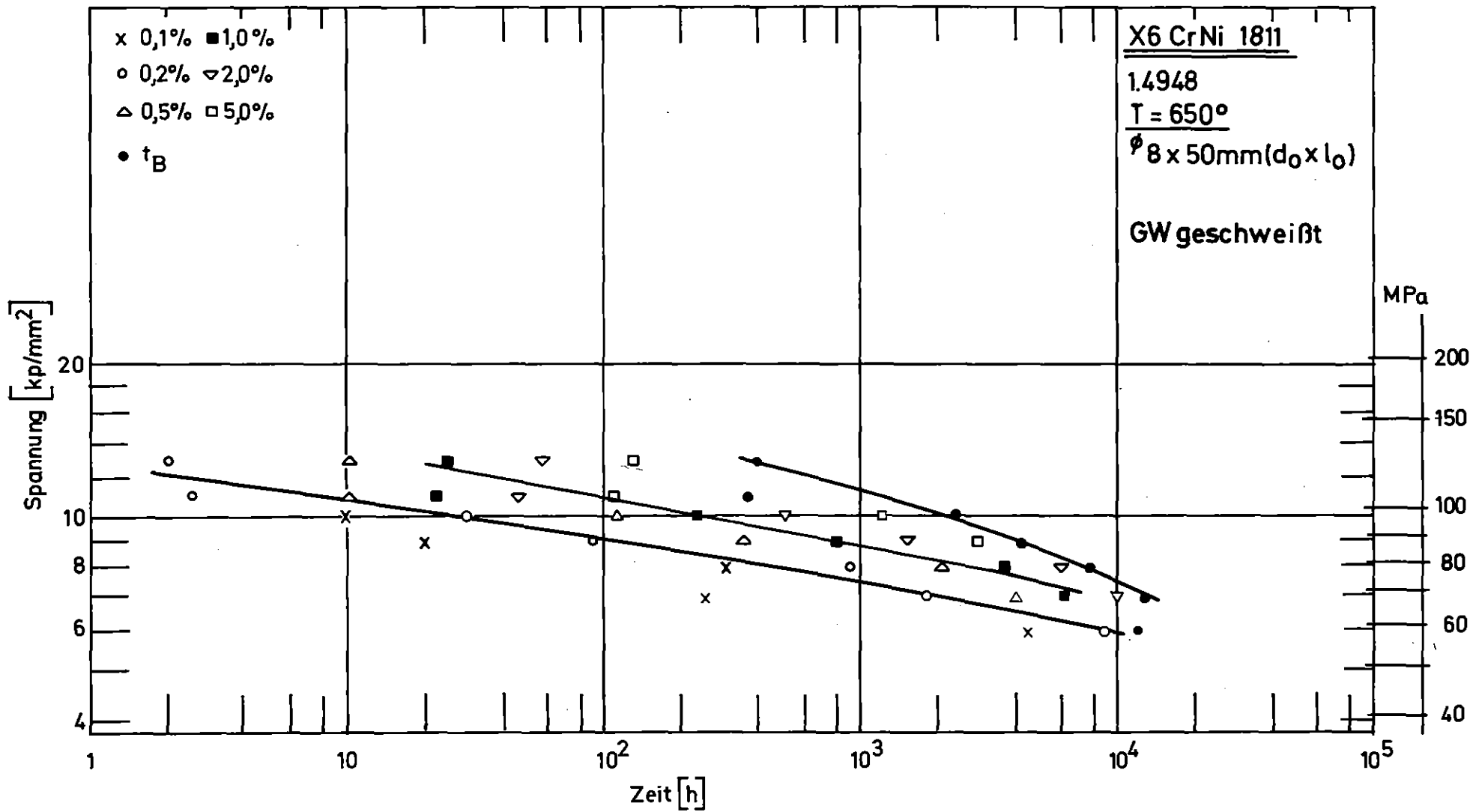


Bild 11: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

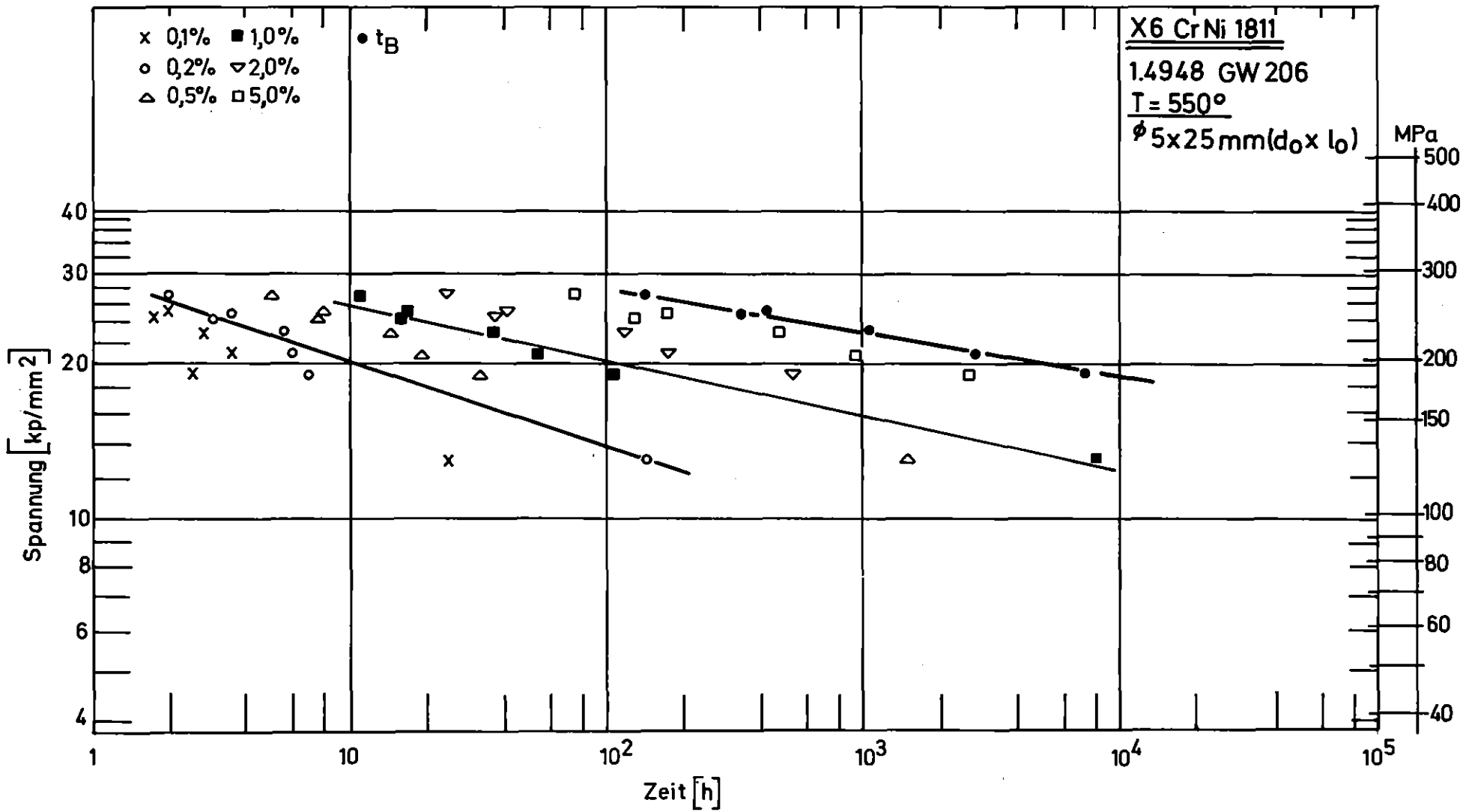


Bild 12: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

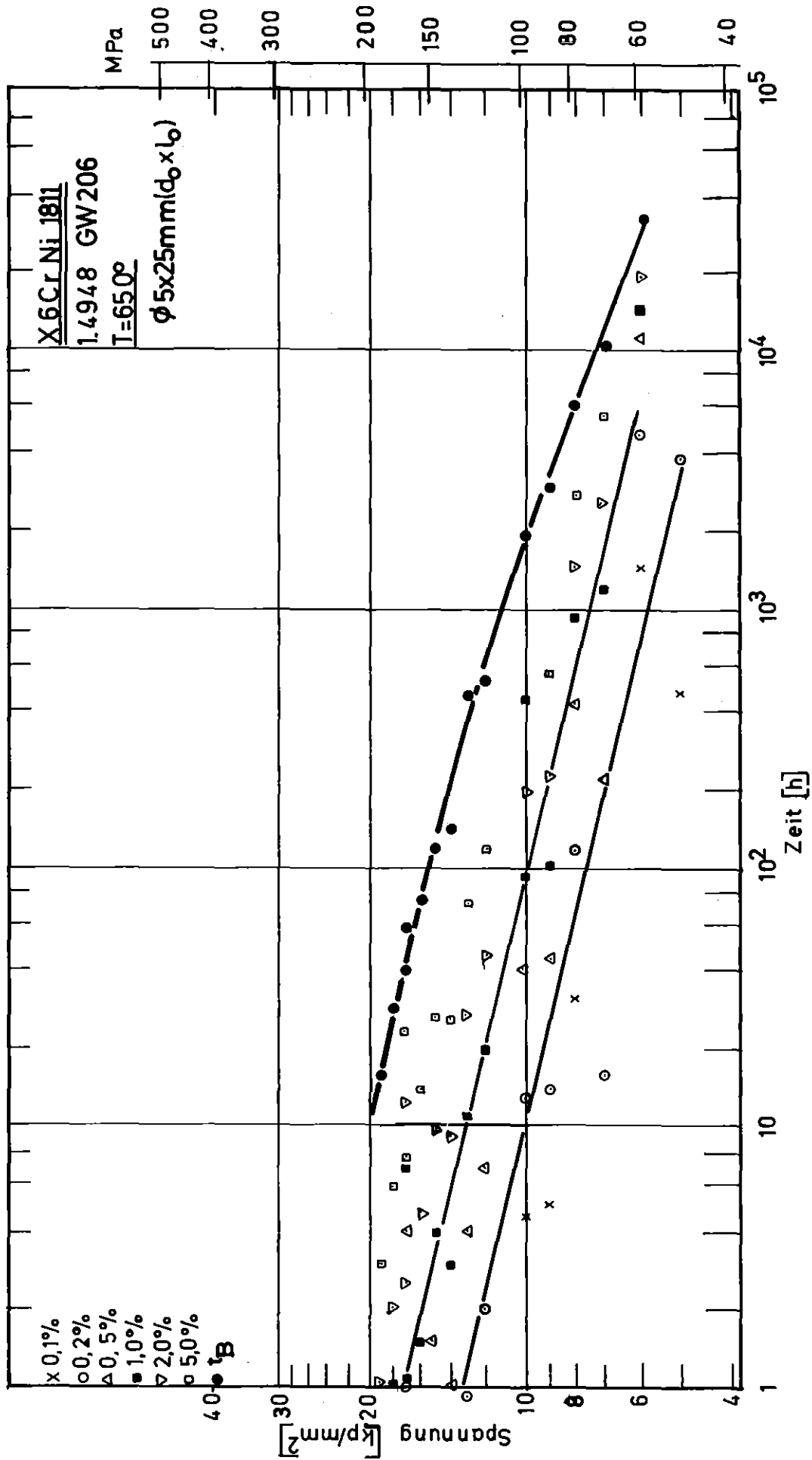


Bild 13: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

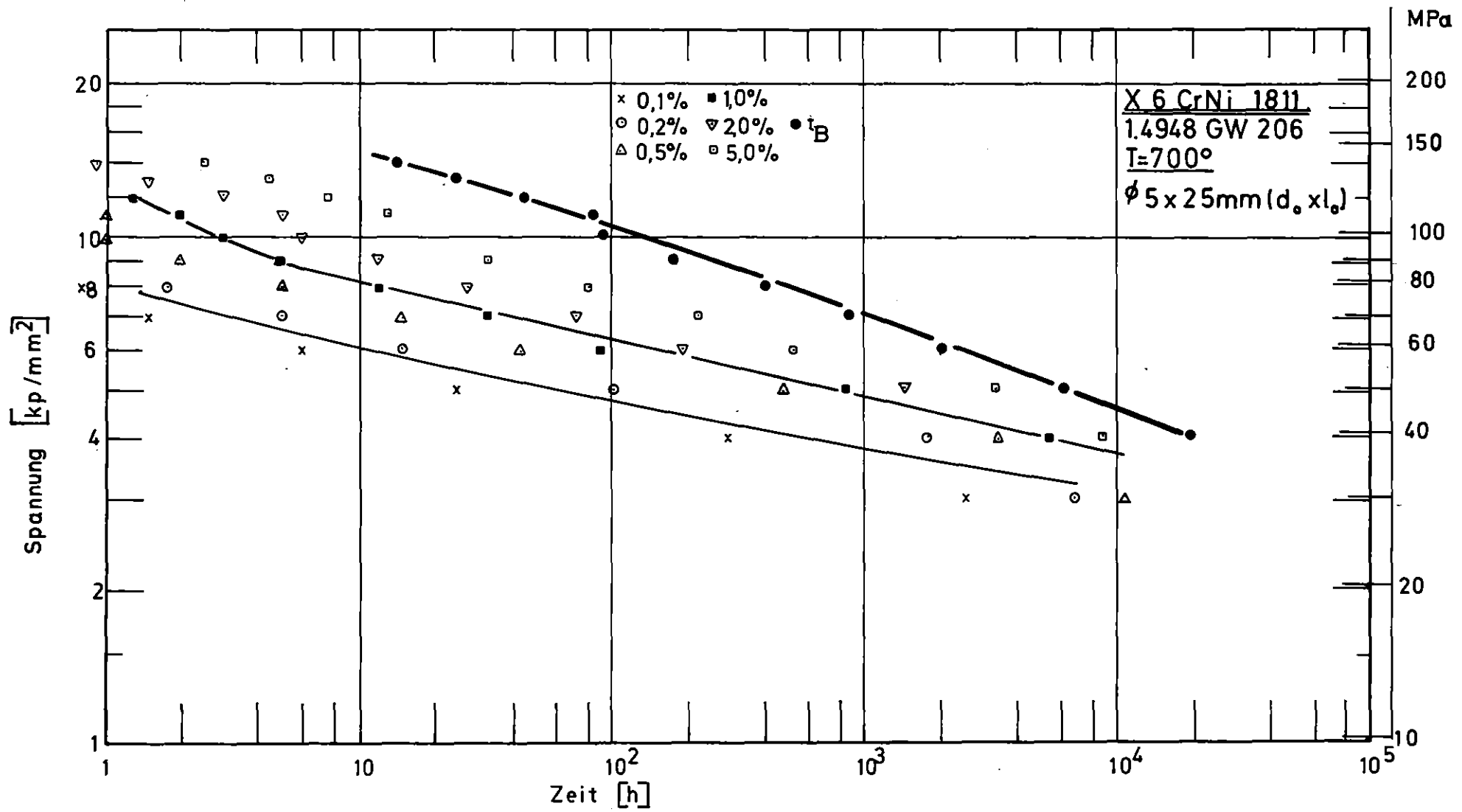


Bild 14: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

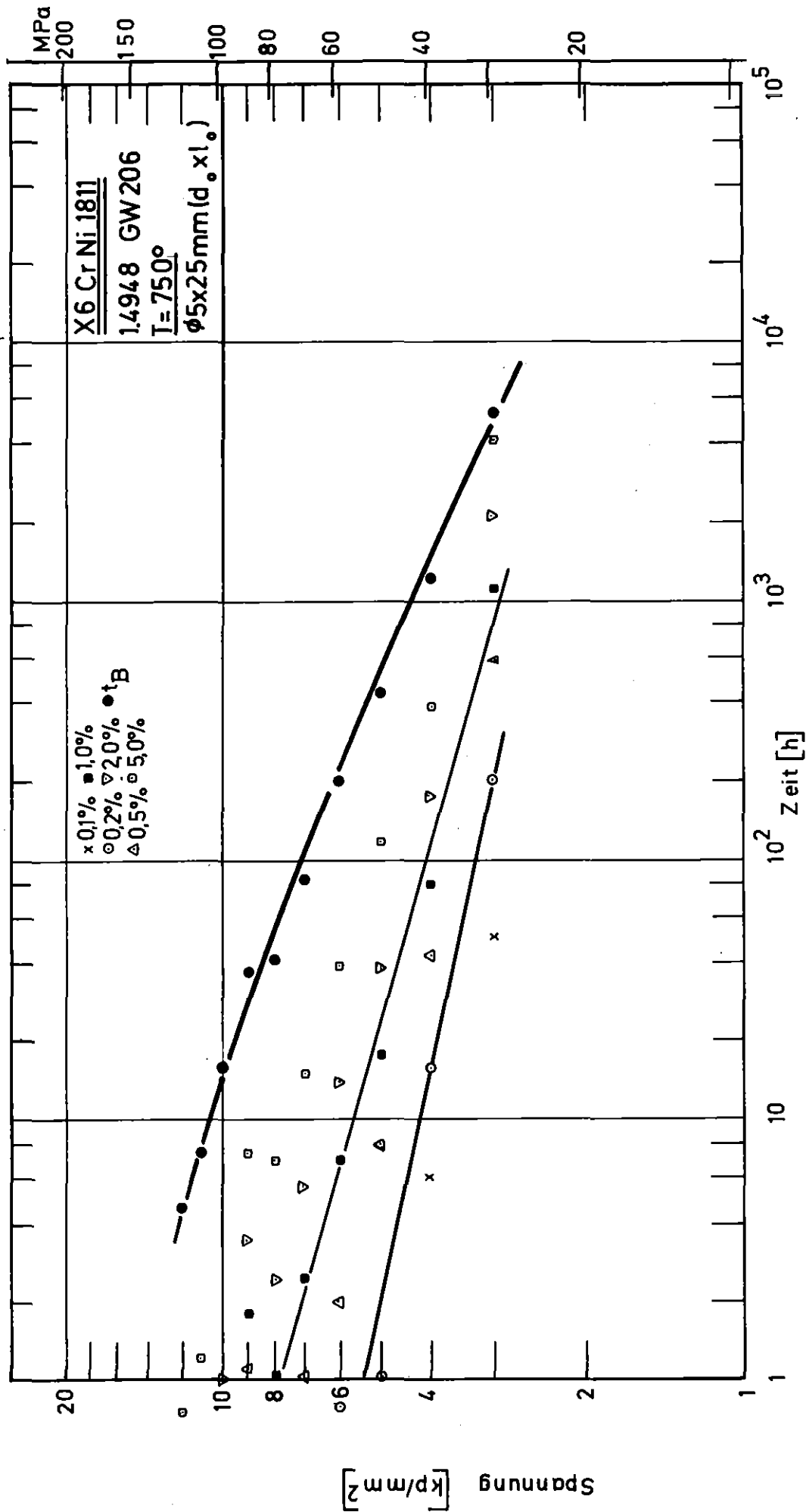


Bild 15: Zeit - Dehngrenzen und Standzeit

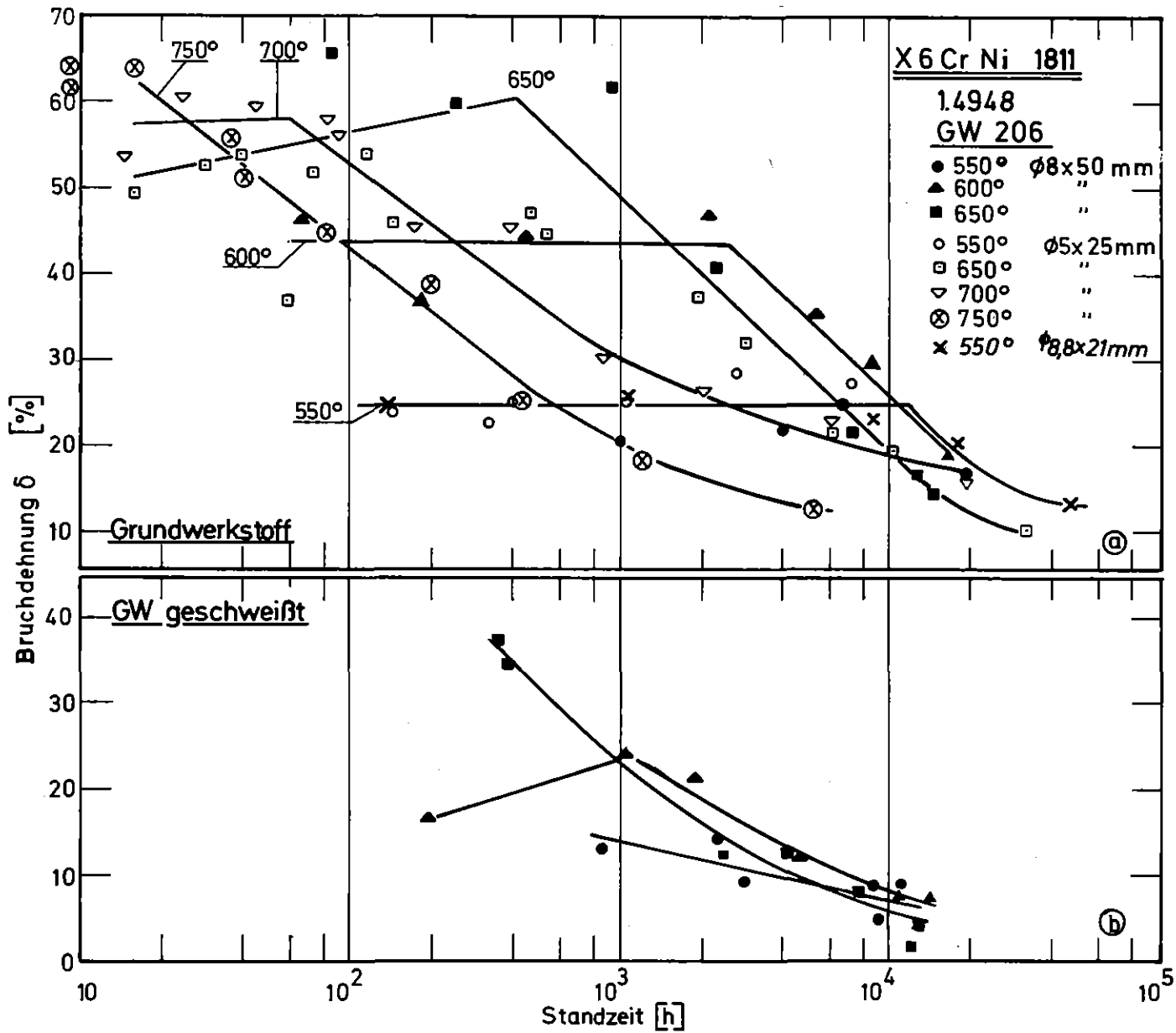


Bild 16 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

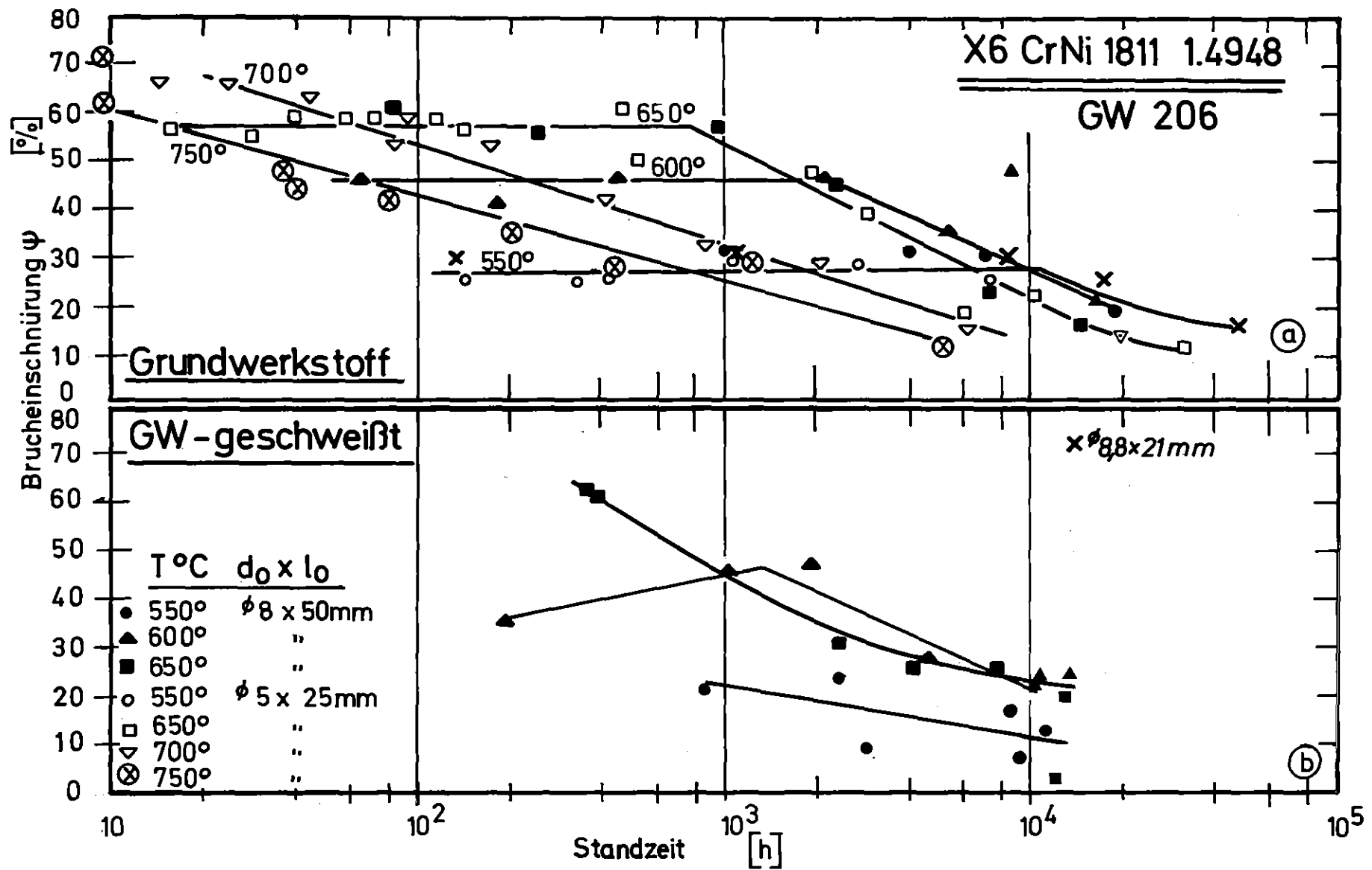


Bild 17: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

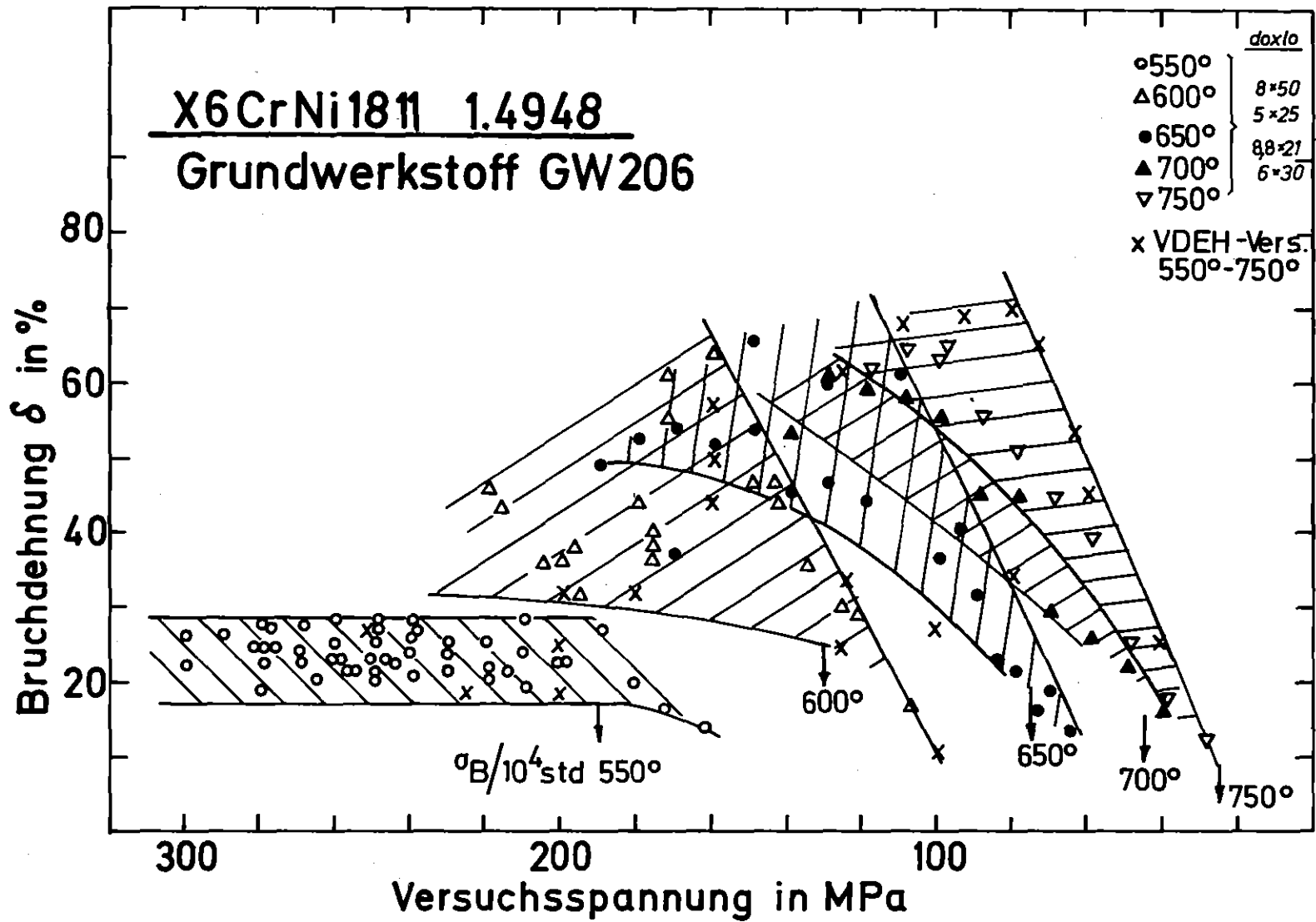


Bild 18: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

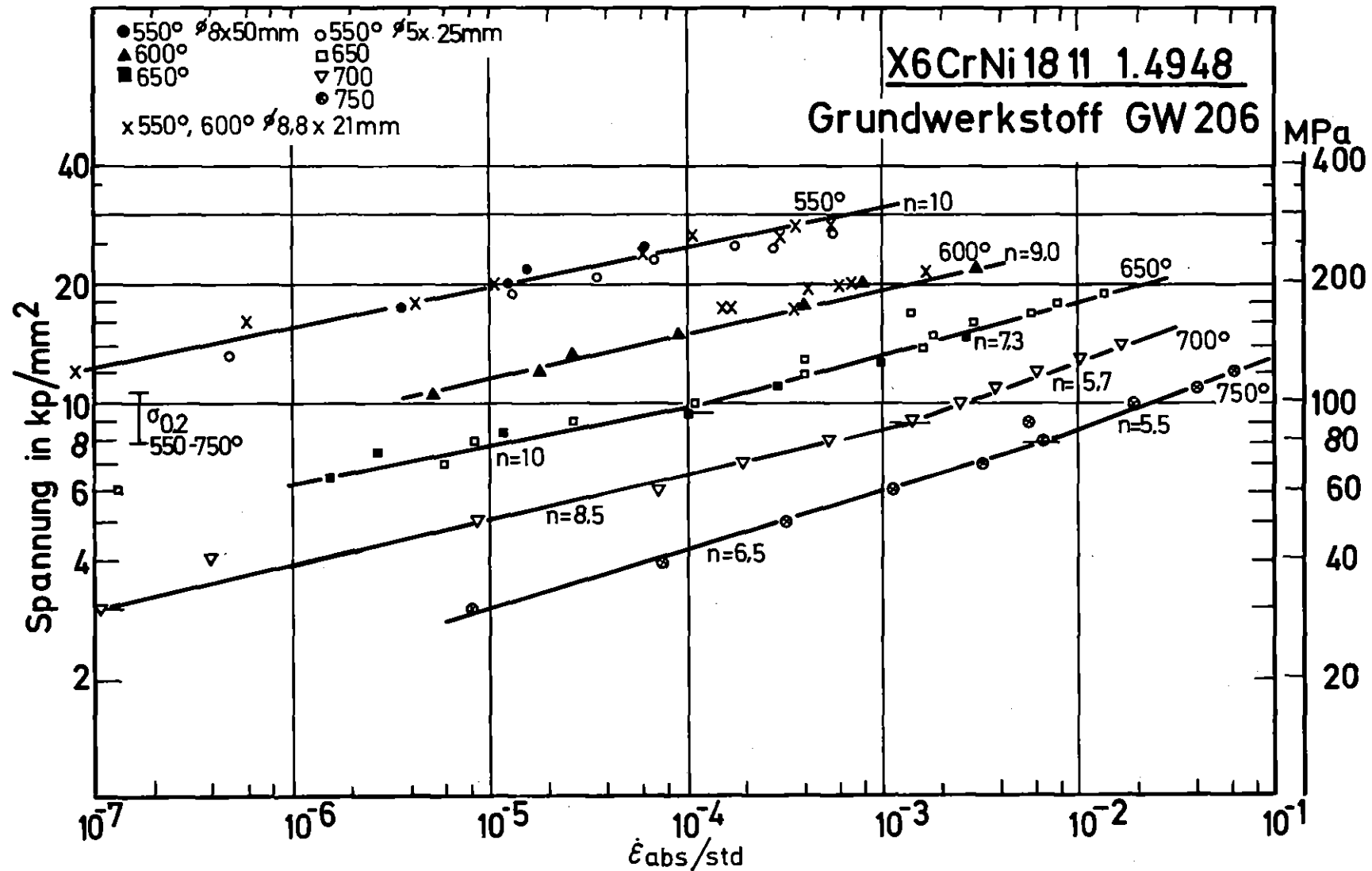


Bild 19: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

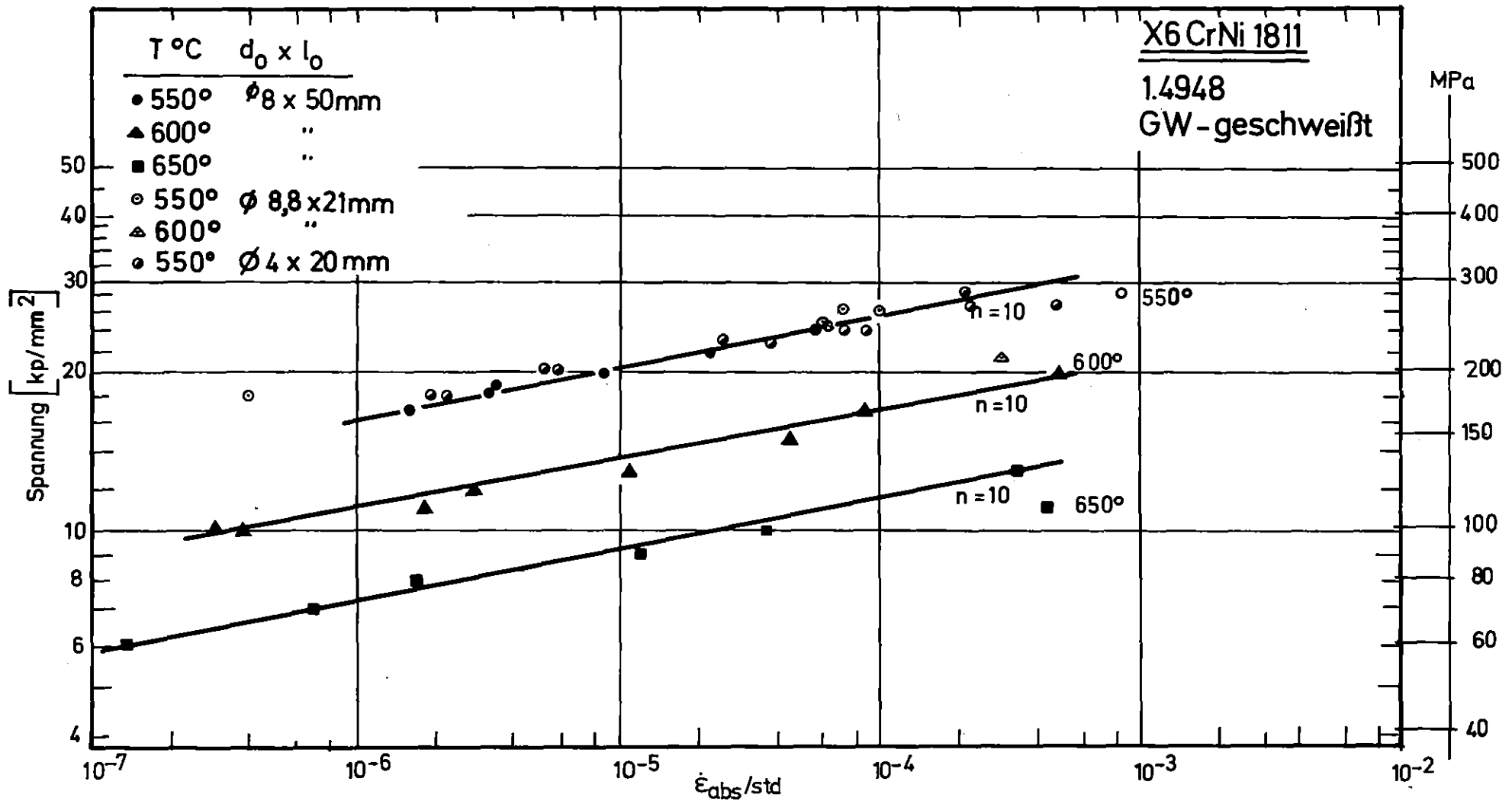


Bild 20: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

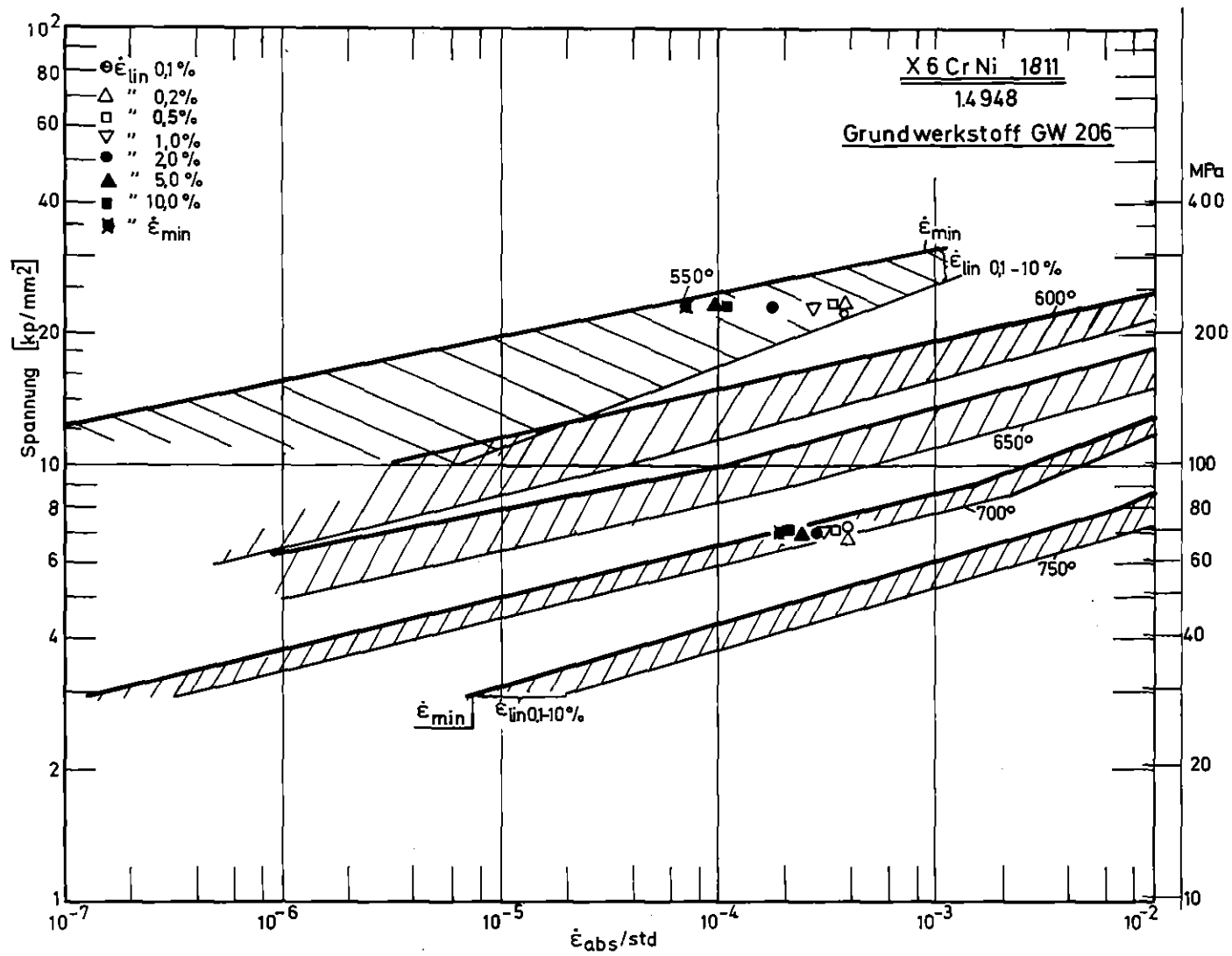


Bild 21: Bereiche für lineare Kriechgeschwindigkeit der Zeit-Dehngrenze (0,1-10%) und minimale Kriechgeschwindigkeit

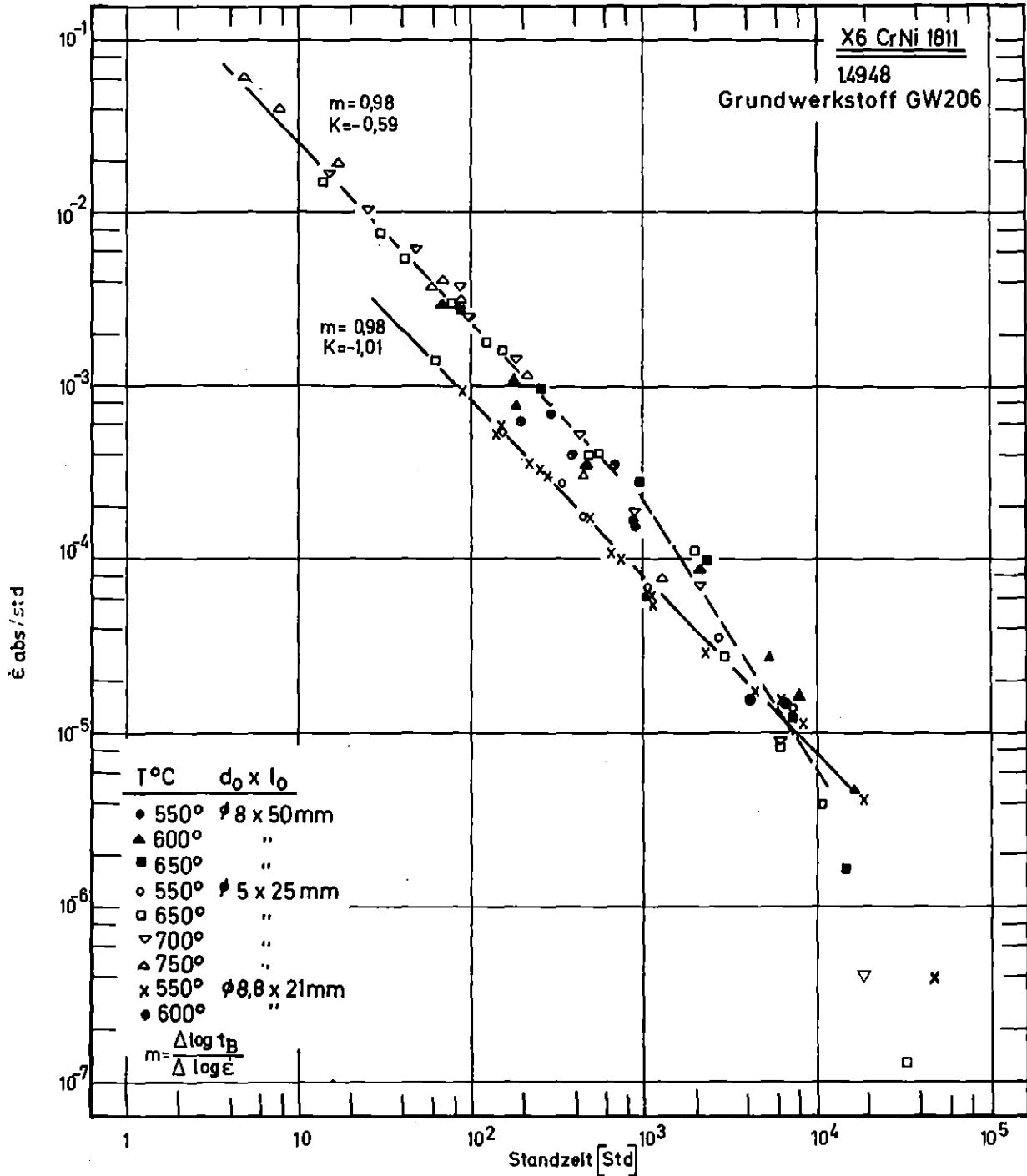


Bild 22: Standzeit in Abhängigkeit von der minimalen Kriechgeschwindigkeit

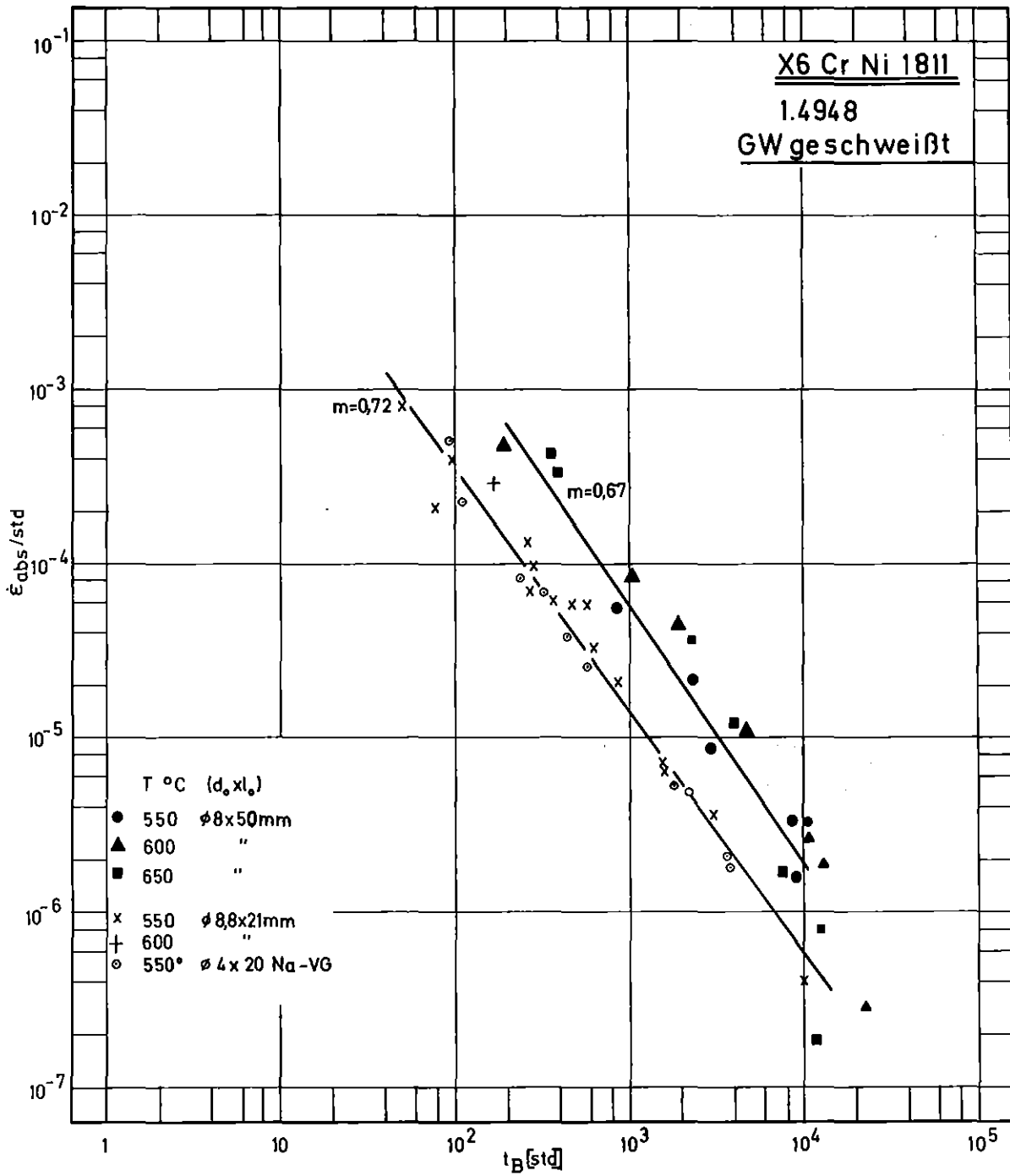


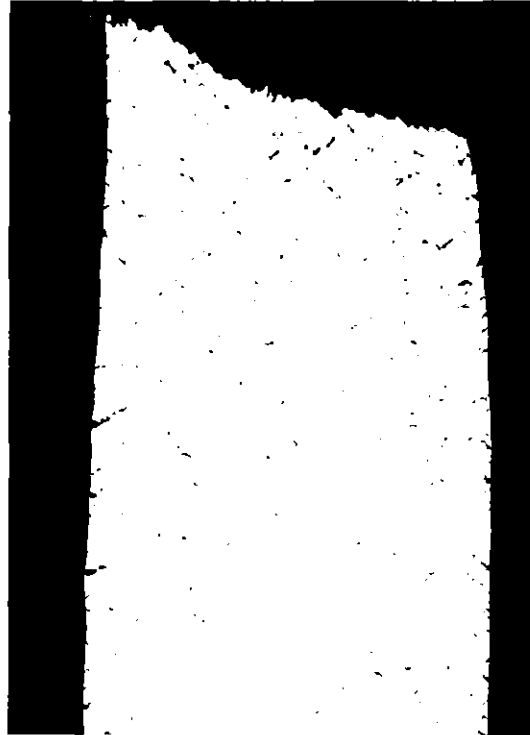
Bild 23: Standzeit in Abhängigkeit von der minimalen Kriechgeschwindigkeit

GW 206 - Meßlänge

550° 27 kp/mm² 146 std

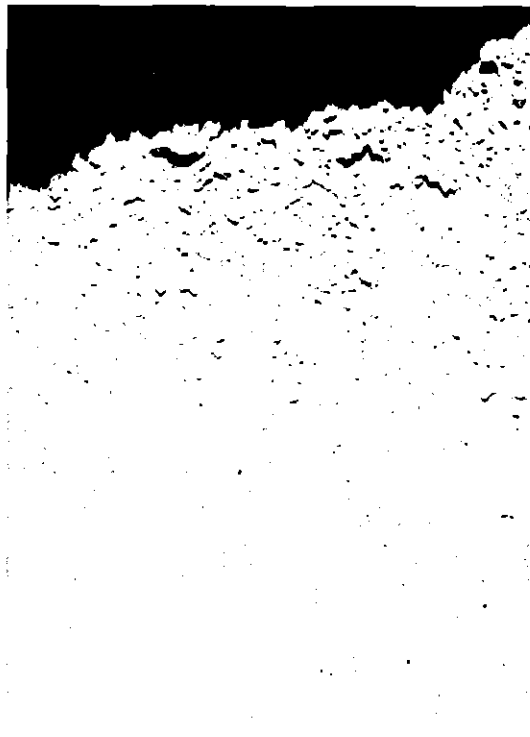
550° 23 kp/mm² 1080 std

1 mm



34327
550° 18 kp/mm² 18 414 std

34331
550° 16 kp/mm² 47 613 std



32 569

44365

x15

GW 206-Meßlänge

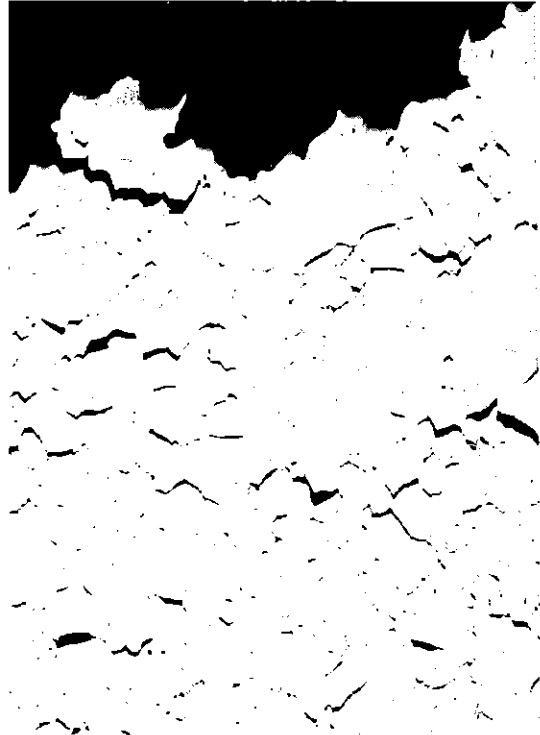
600° 22 kp/mm² 66 std



EXP4A

x50

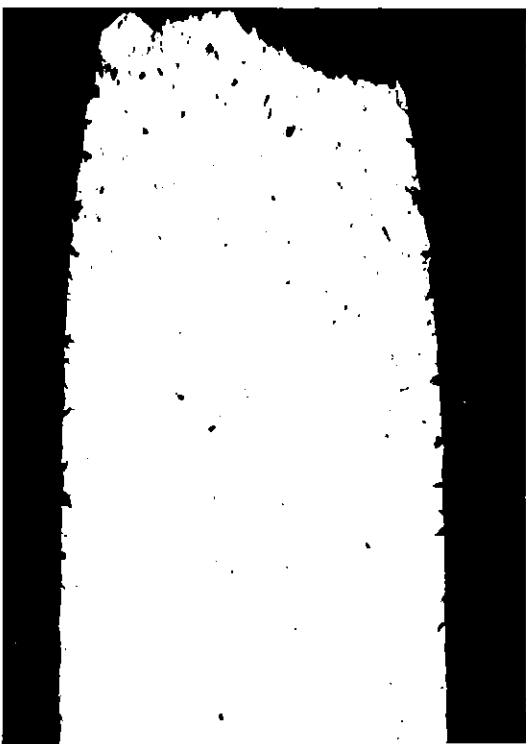
600° 10,5 kp/mm² 16 325 std



EXP16

x50

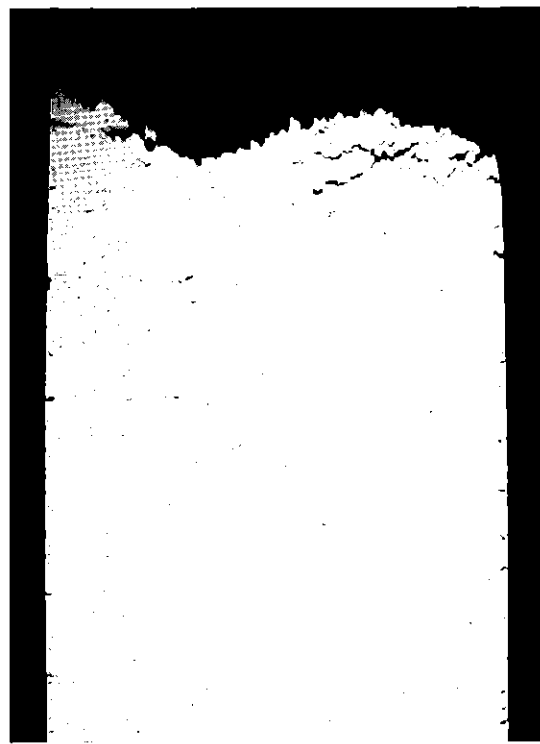
650° 19 kp/mm² 16 std



34335

x15

650° 6 kp/mm² 32 045 std

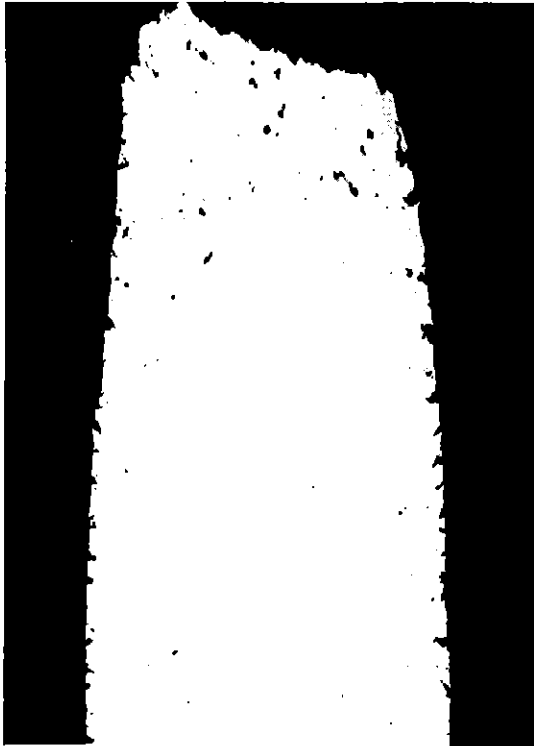


46371

x15

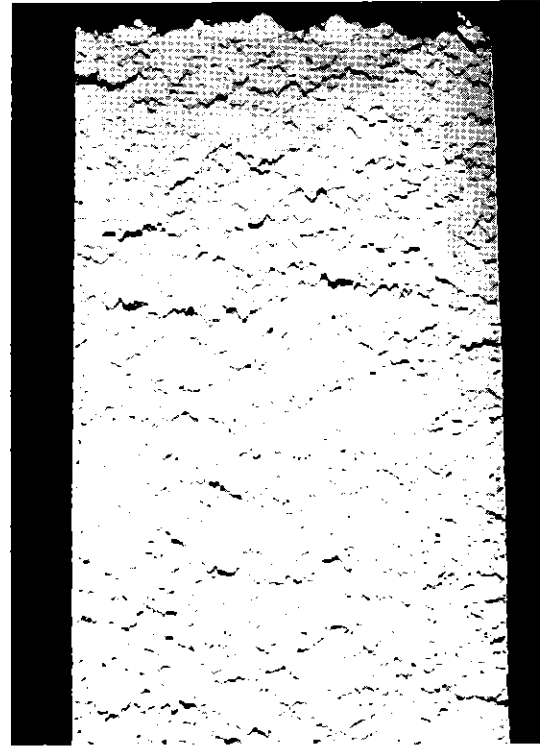
GW 206 -Meßlänge

700° 14 kp/mm² 14,5 std



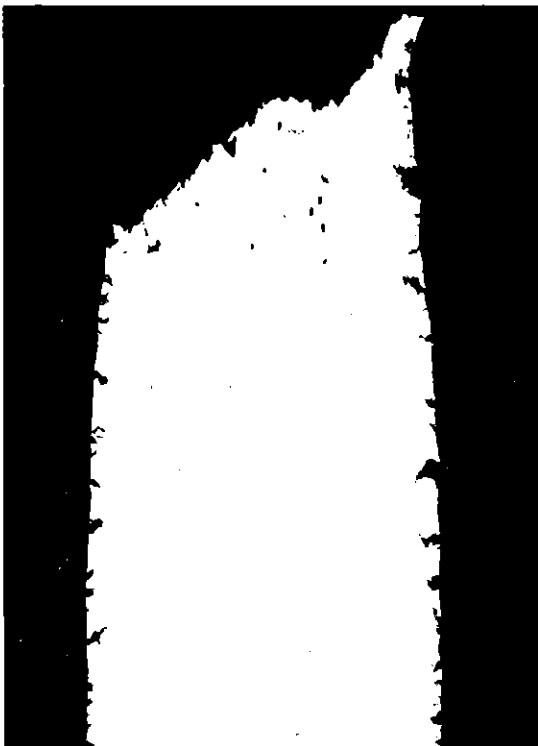
34351

700° 4 kp/mm² 19 948 std



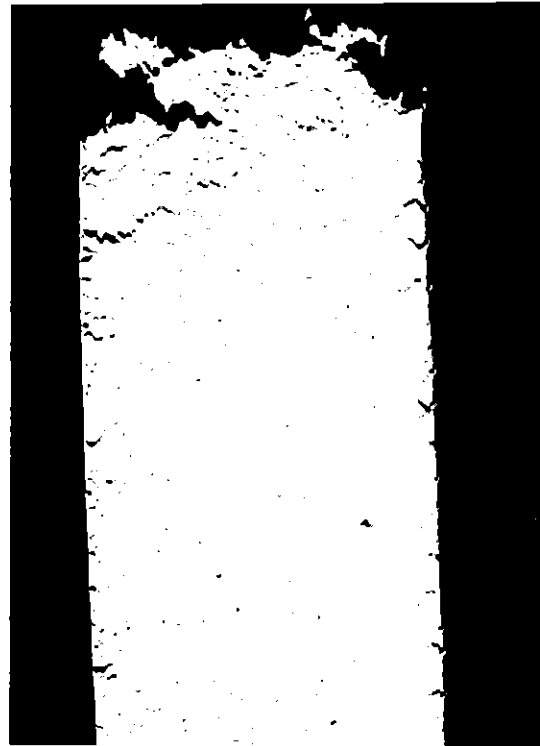
42295

750° 10 kp/mm² 16 std



34371

750° 3 kp/mm² 5268 std

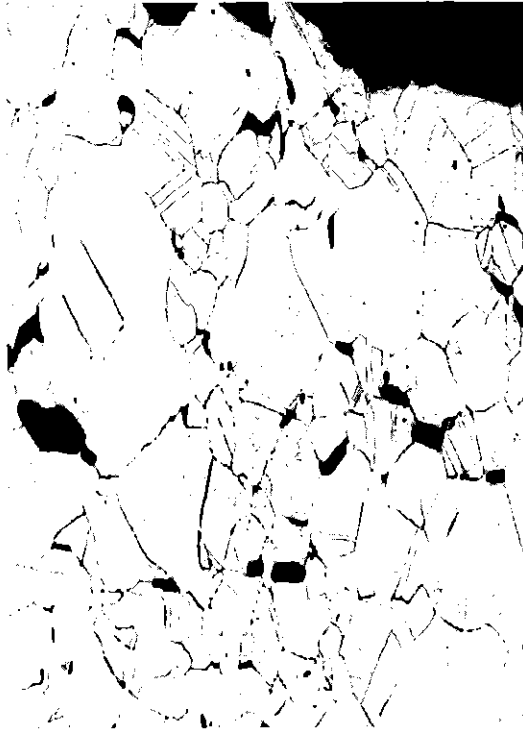


38985

x15

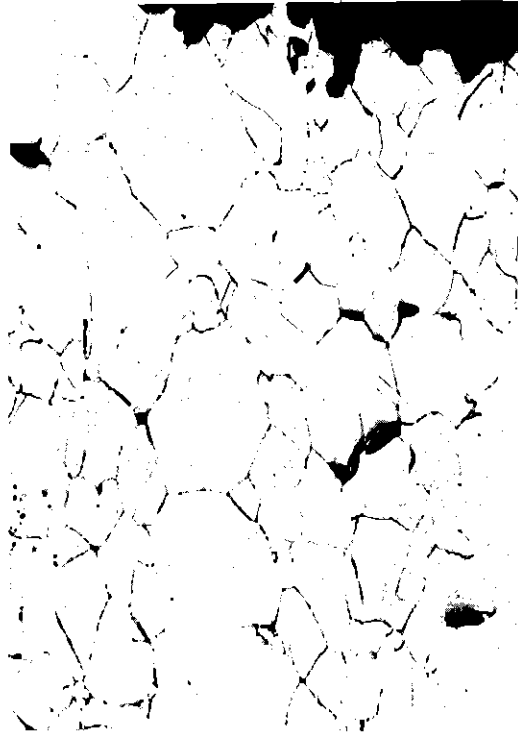
GW 206 - Meßlänge

550° 27 kp/mm² 146 std



34328

550° 23 kp/mm² 1080 std



34332

550° 18 kp/mm² 18 414 std



32570

550° 16 kp/mm² 47 613 std



44366

x100

X 6CrNi 1811 (1.4948)

Bild 28

GW 206 -Meßlänge

600° 22 kp/mm² 66 std



EXP4

x100

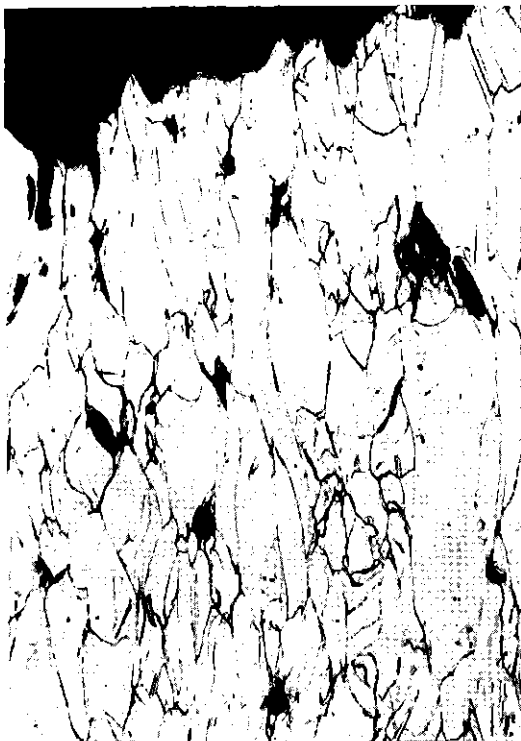
600° 10,5 kp/mm² 16 325 std



EXP16

x100

650° 19 kp/mm² 16 std



34336

650° 6 kp/mm² 32 045 std



46372

x100

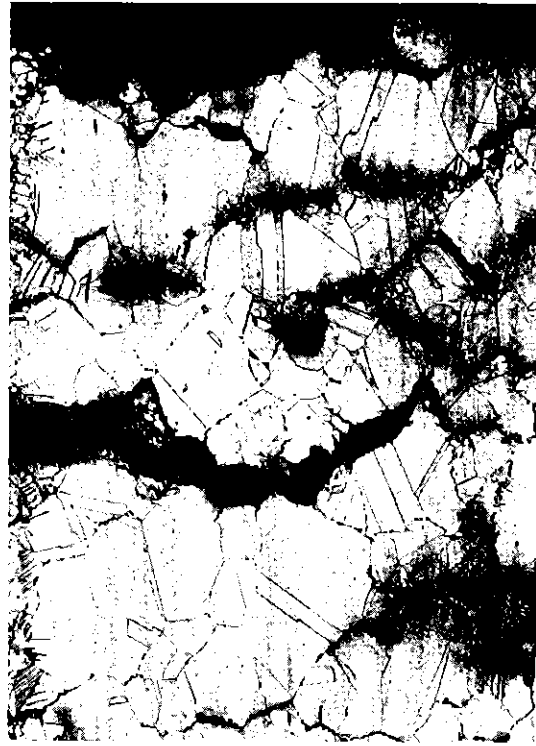
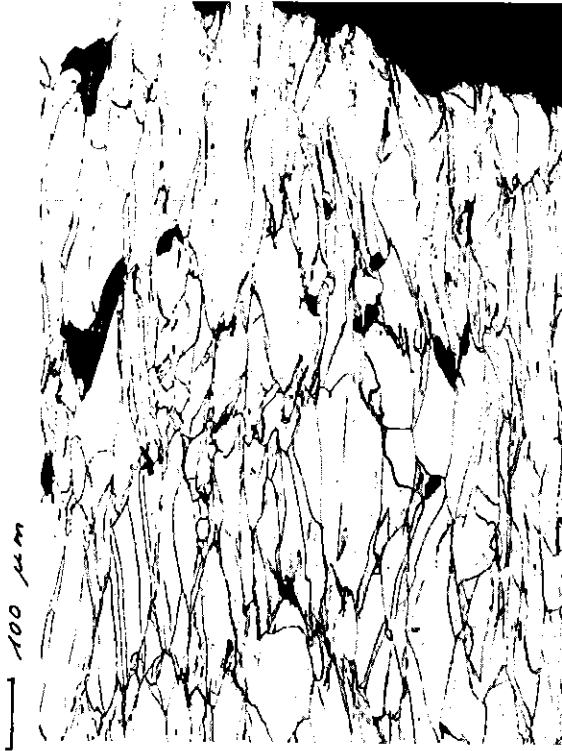
X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 29

GW 206 Meßlänge

700° 14 kp/mm² 14,5 std

700° 4 kp/mm² 19 948 std

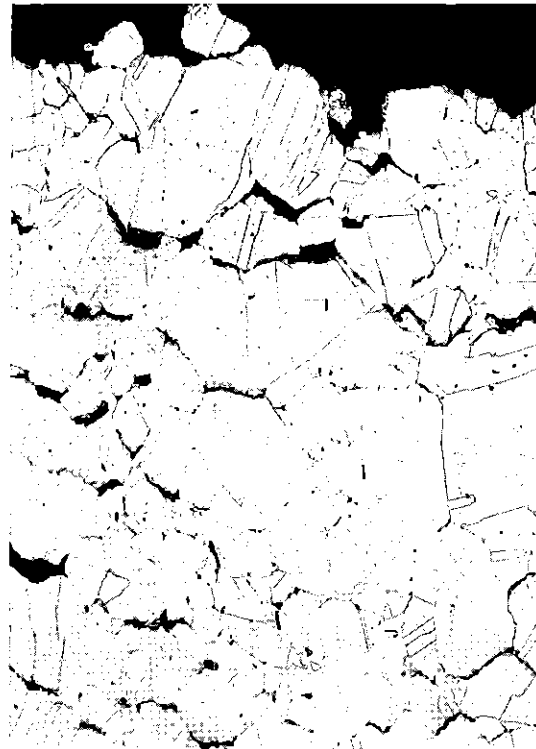


34352

42296a

750° 10 kp/mm² 16 std

750° 3 kp/mm² 5268 std



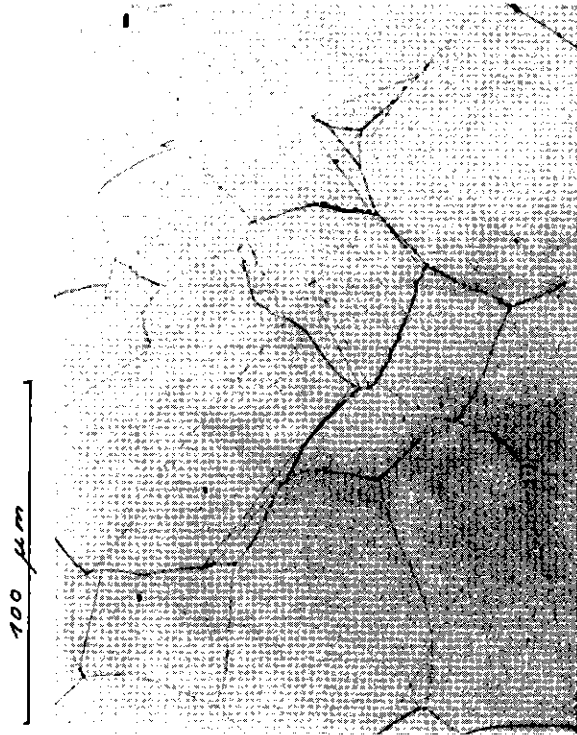
34372

38986

x100

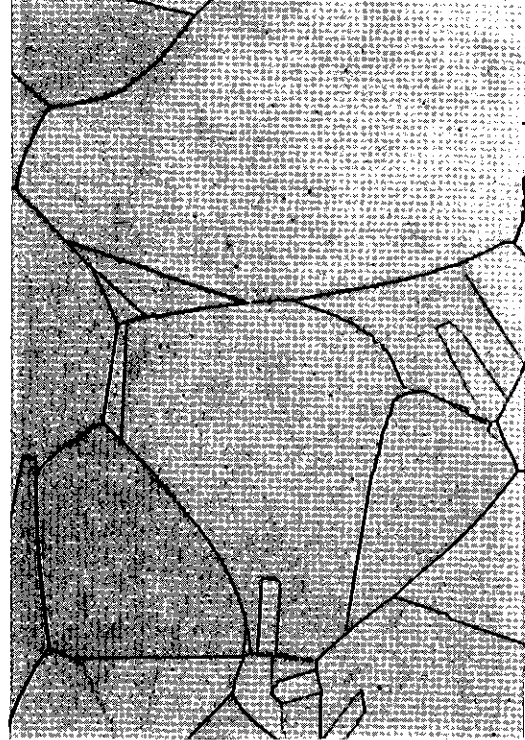
GW 206
Probenkopf

550° 27 kp/mm² 146 std



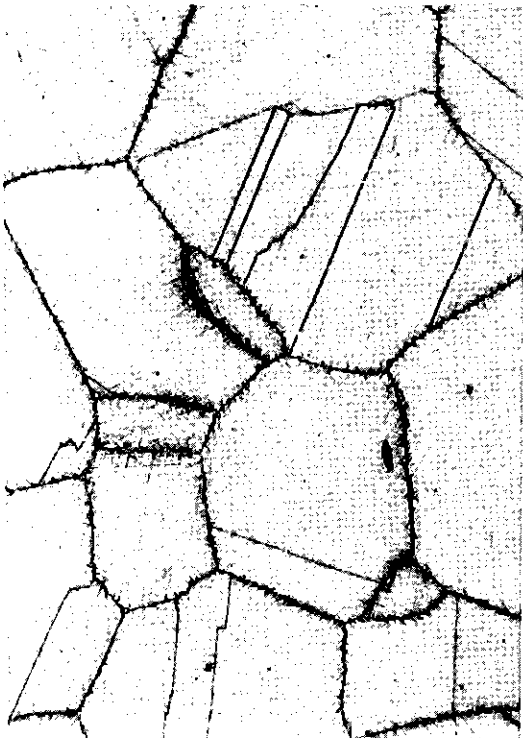
34330

550° 23 kp/mm² 1080 std



34334

550° 18 kp/mm² 18 414 std



32573

550° 16 kp/mm² 47 613 std



44369

x500

X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 31

GW 206 Probenkopf

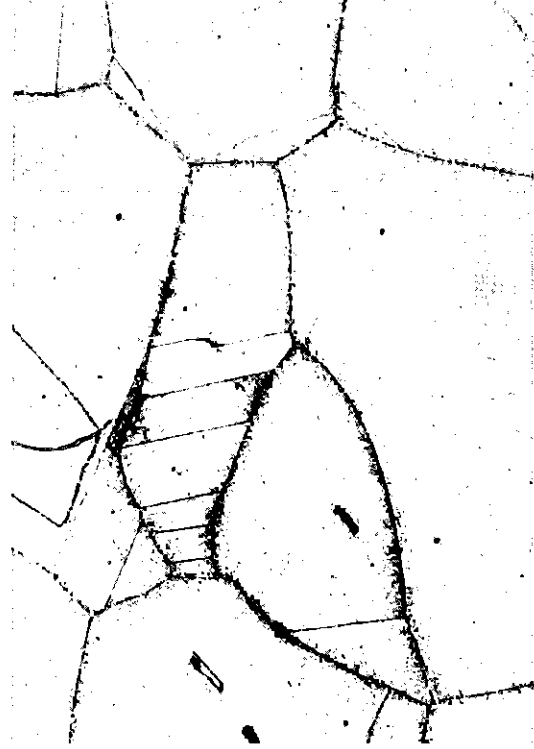
600° 20 kp/mm² 66 std



EXP4

x500

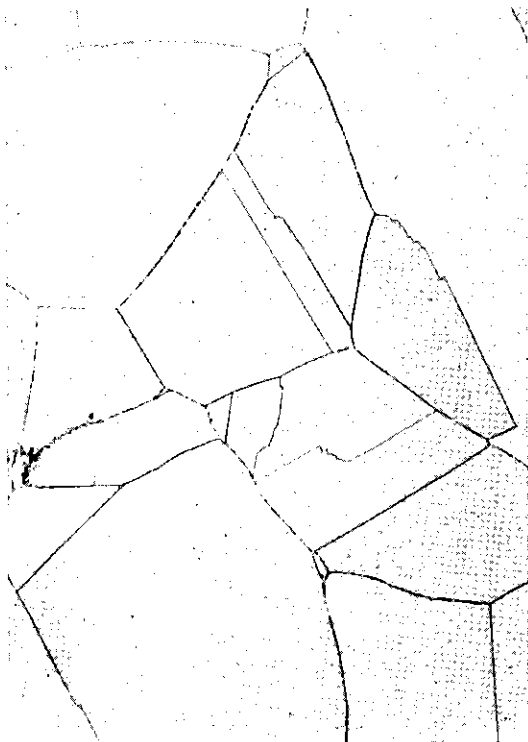
600° 10,5 std 16 325 std



EXP16

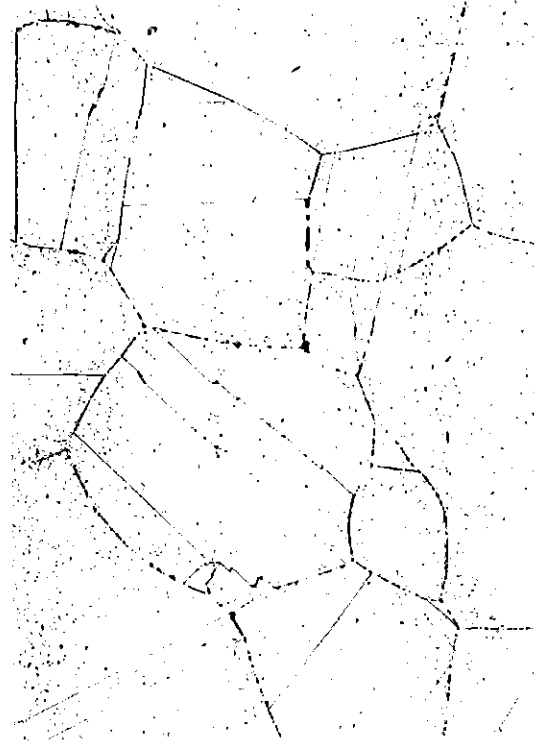
x500

650° 19 kp/mm² 16 std



34342

650° 6 kp/mm² 32 045 std



46374

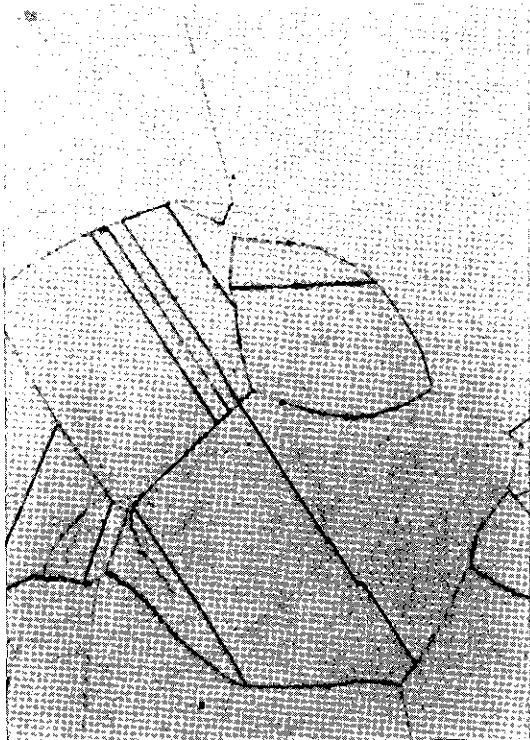
x500

X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 32

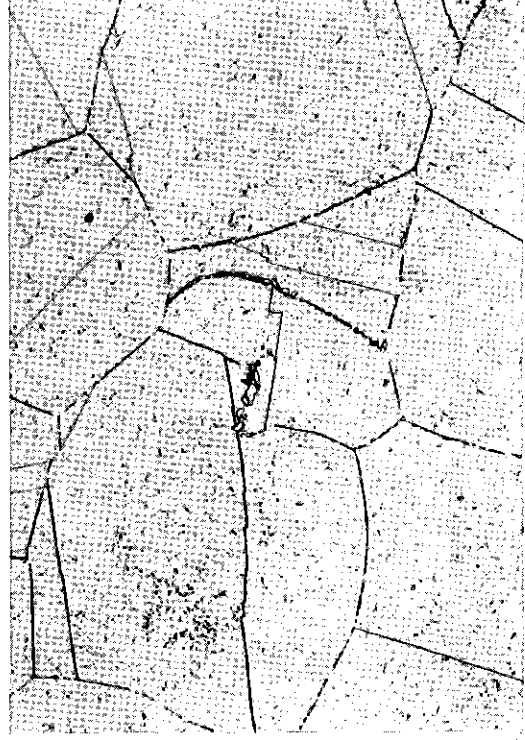
GW 2o6 Probenkopf

700° 14 kp/mm² 14,5 std



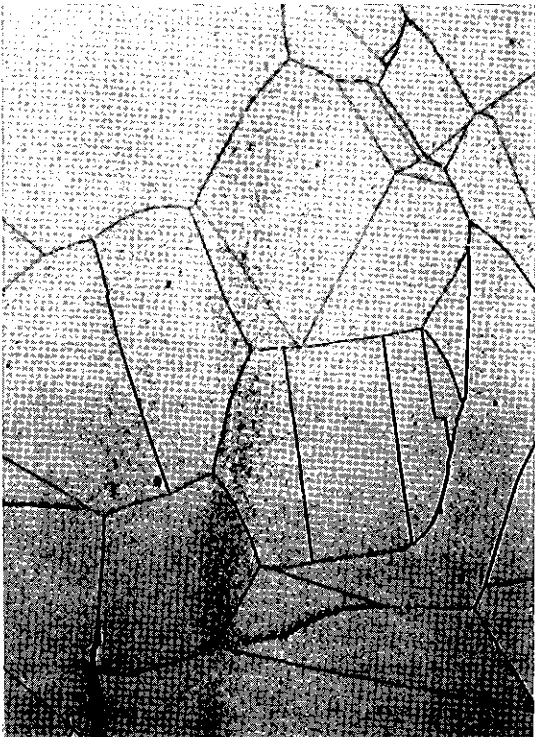
34354

700° 4 kp/mm² 19 948 std



42301

750° 1o kp/mm² 16 std



34374

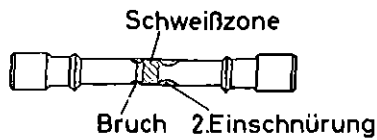
750° 3kp/mm² 5268 std



38988

x500

X6CrNi 1811(1.4948)
GW 206 - Schweißverbindung. Bruchverhalten



Prüf-temperatur	Spannung	Standzeit						
550°	24 kp/mm ²	860std	600°	20 kp/mm ²	194std	650°	13kp/mm ²	390std
550°	22	2346	600°	17	1060	650°	11	360
550°	20	2950	600°	15	1960	650°	10	2330
550°	19	8730	600°	13	4640	650°	9	4180
550°	18	10970	600°	12	10600	650°	8	7976
550°	17	9180	600°	11	13300	650°	7	12850
550°	15		600	10	22840	650°	6	12000

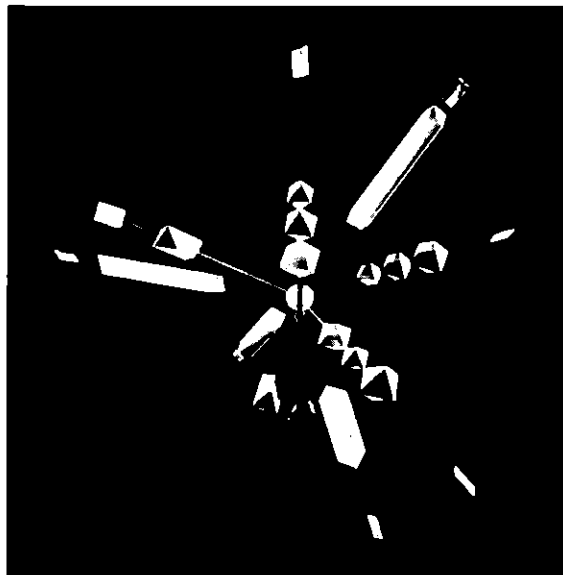
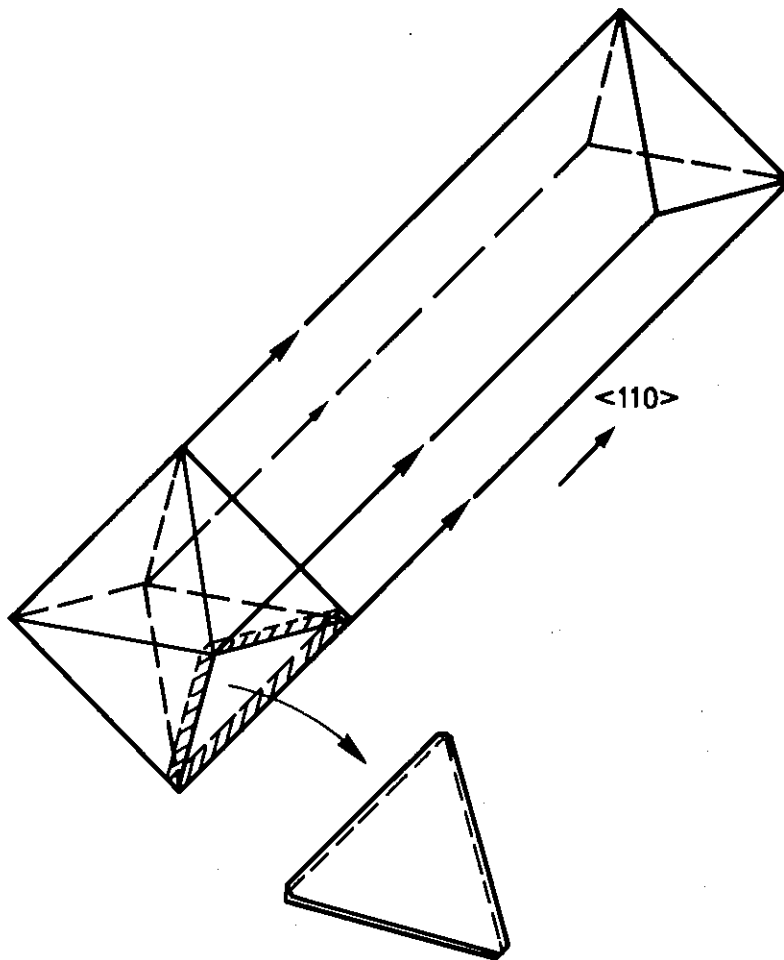
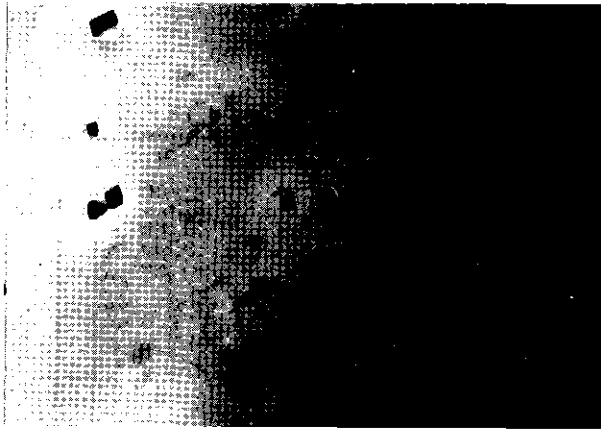


Bild 34: Schema und Modell der verschiedenen $M_{23}C_6$ -Ausscheidungsformen aus dem Oktaeder

Ausbildungsformen
von $M_{23}C_6$ -Karbiden

$T=700^{\circ}C$

t 900 std



a)

x 40,000



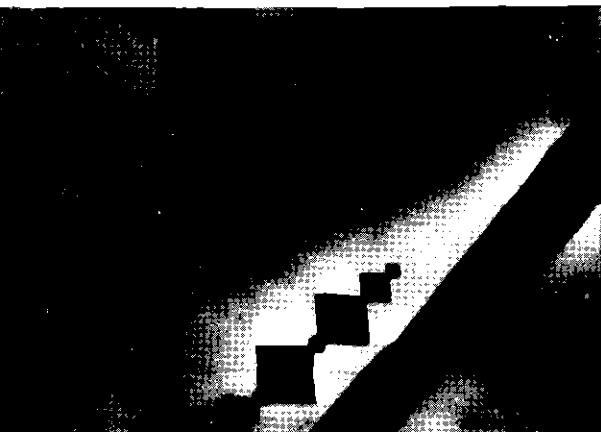
b)

x 40,000



c)

x 40,000



d)

x 40,000

X 6 CrNi 1811

(1.4948)

Chg. GW206

Lösungsgelüht

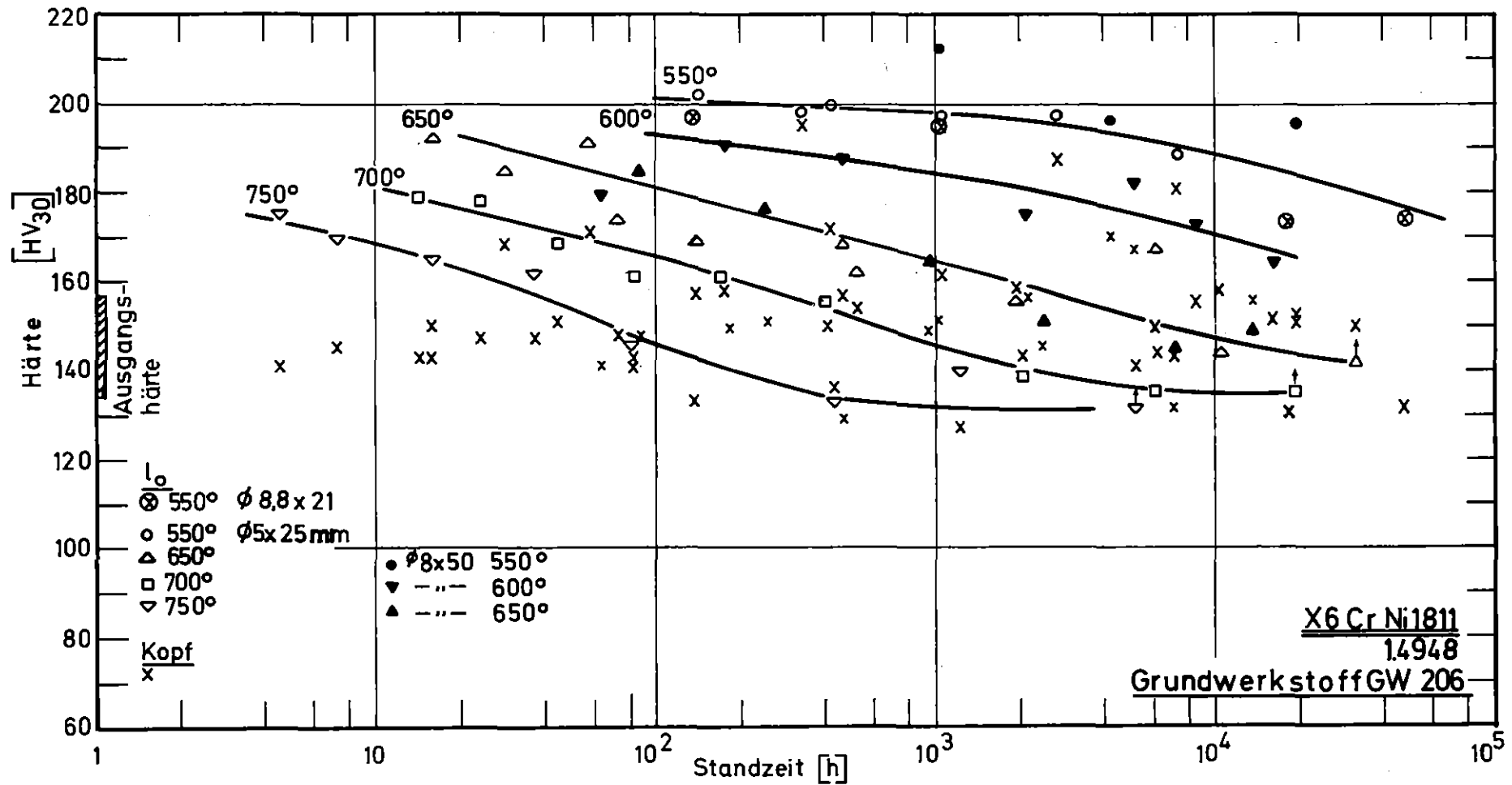


Bild 36: Härte in Abhängigkeit von der Standzeit

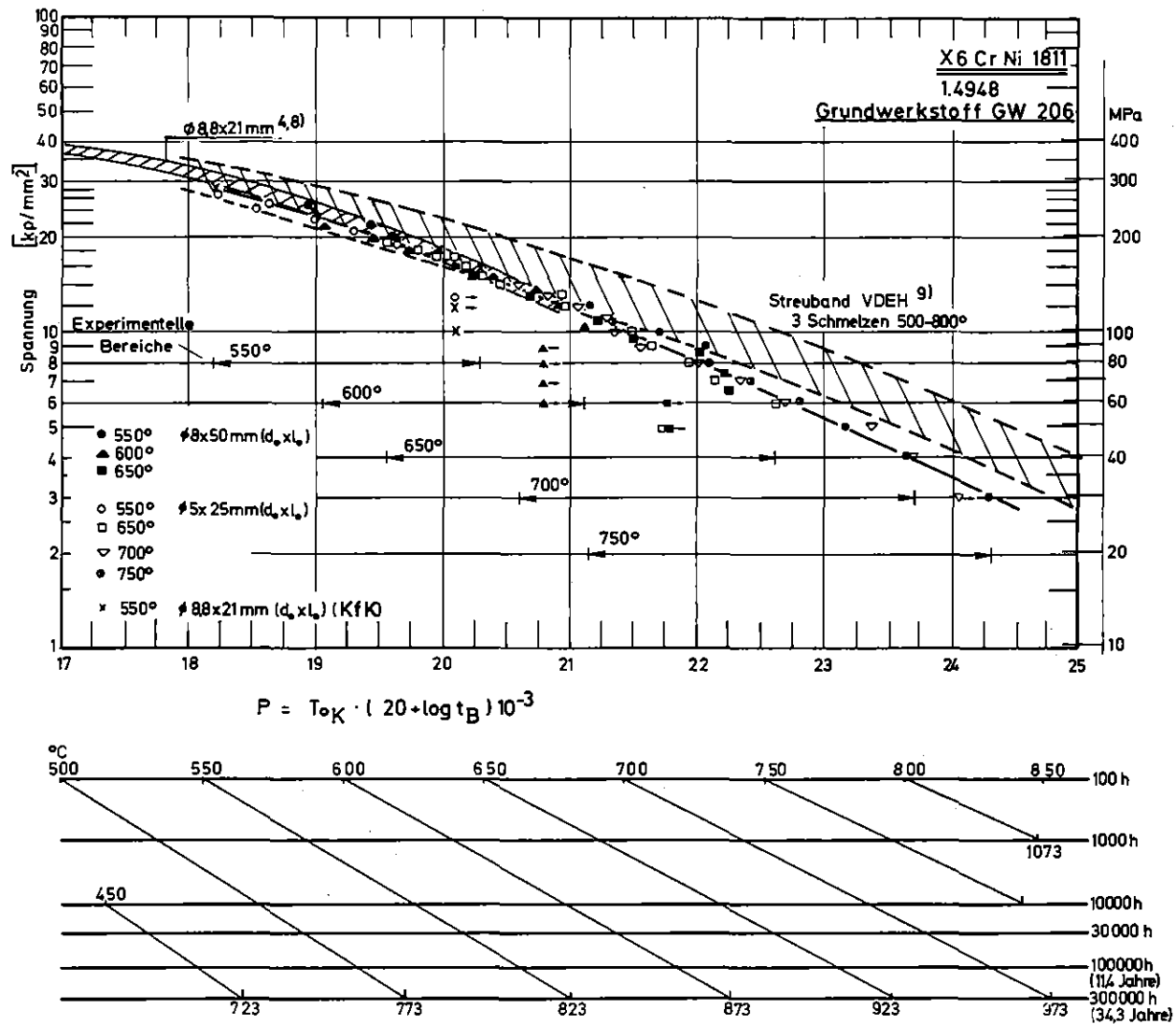


Bild 37:

Zeitstand-Hauptkurve
(Larson-Miller-Parameter)

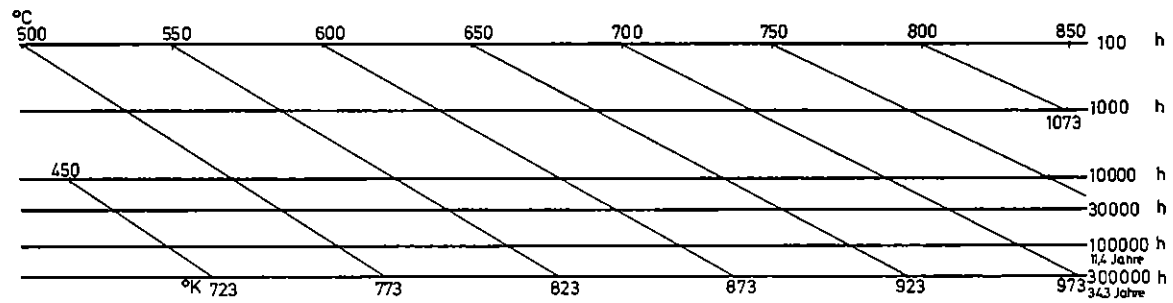
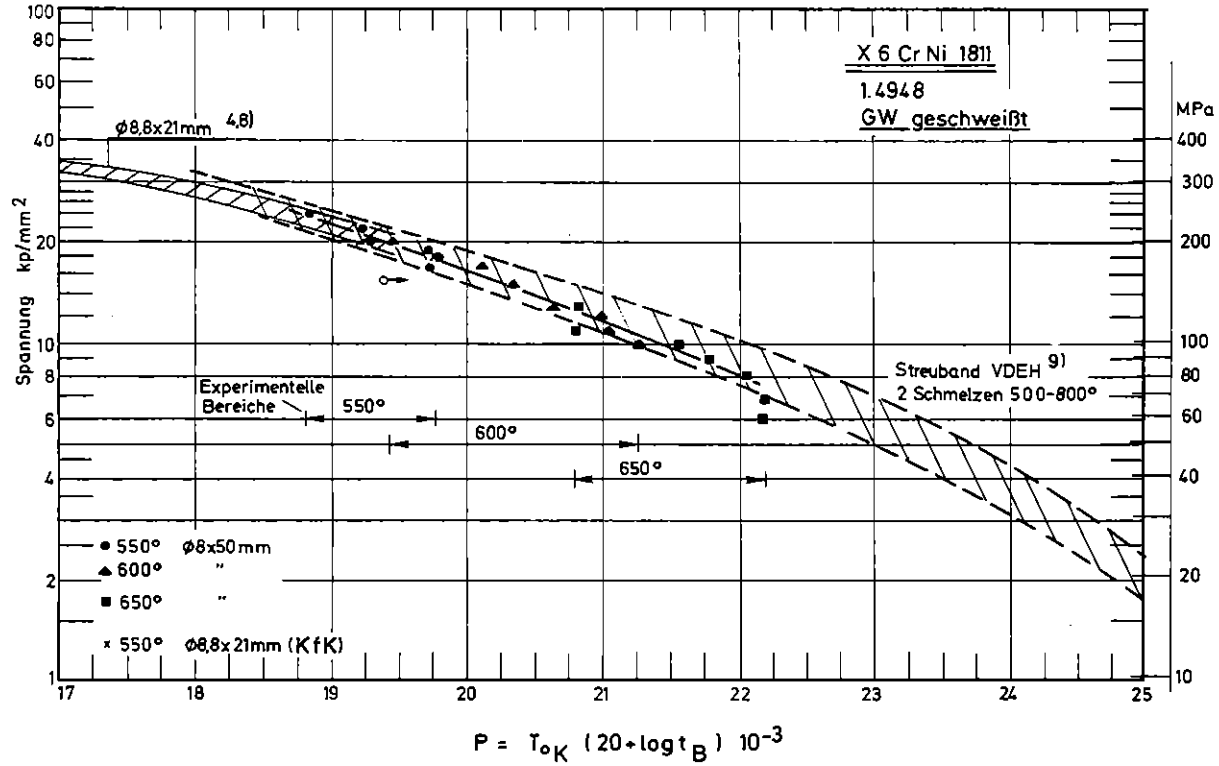


Bild 38:

Zeitstand-Hauptkurve
(Larson-Miller-Parameter)

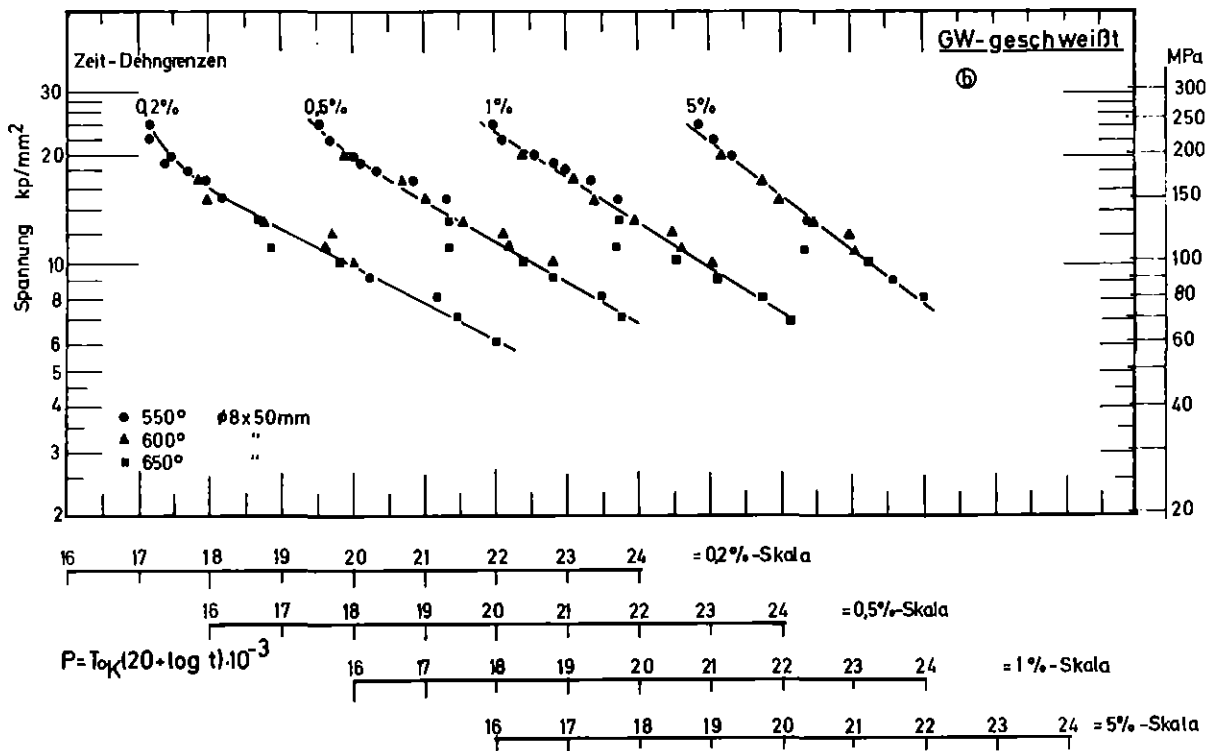
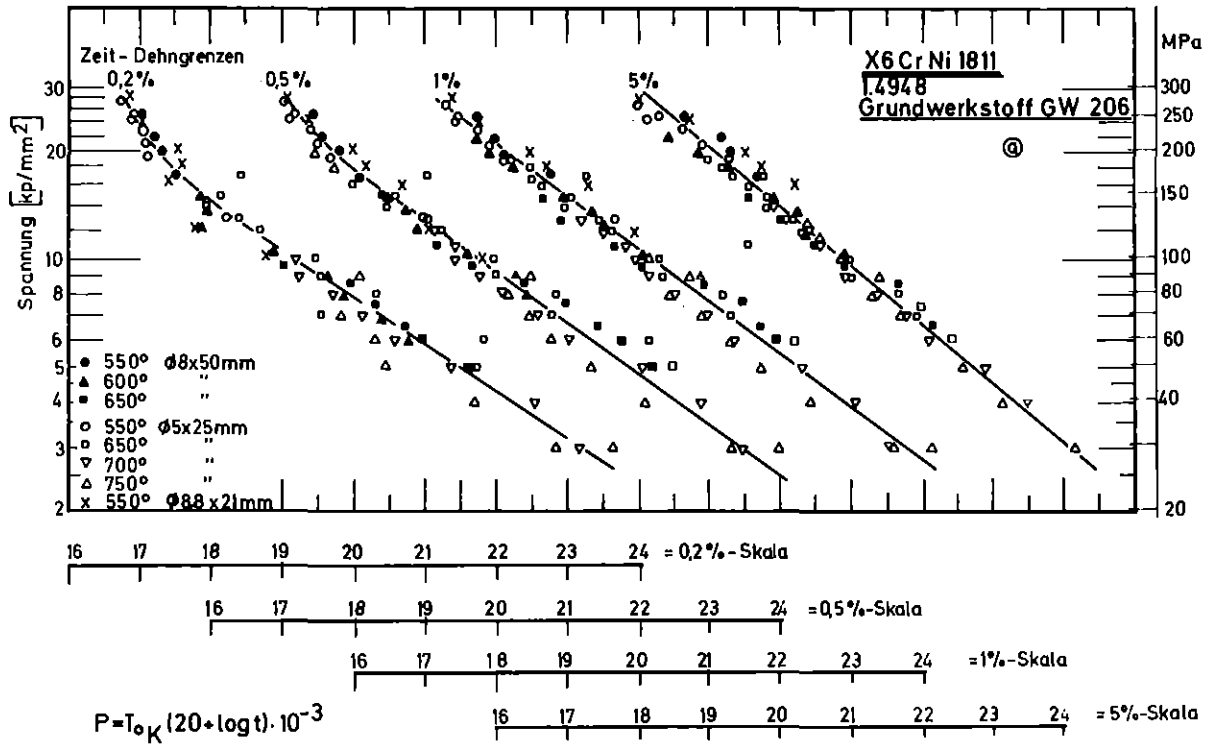


Bild 39: Zeit-Dehngrenzen in der Larson-Miller-Darstellung

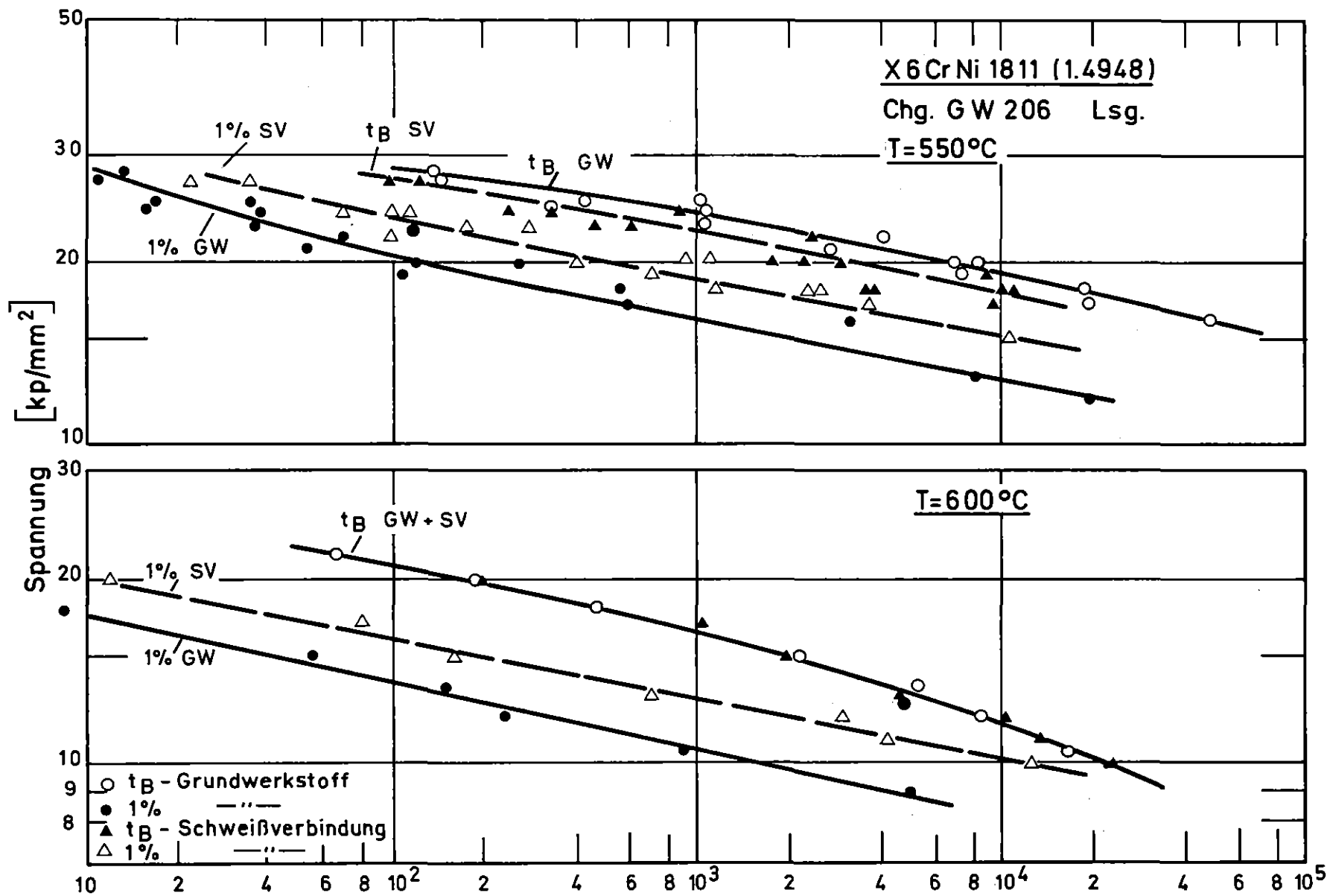


Bild: 40 1% Zeit-Dehngrenze u. Standzeit t_B im Vergleich Grundwerkstoff(GW) zu Schweißverbindung(SV)

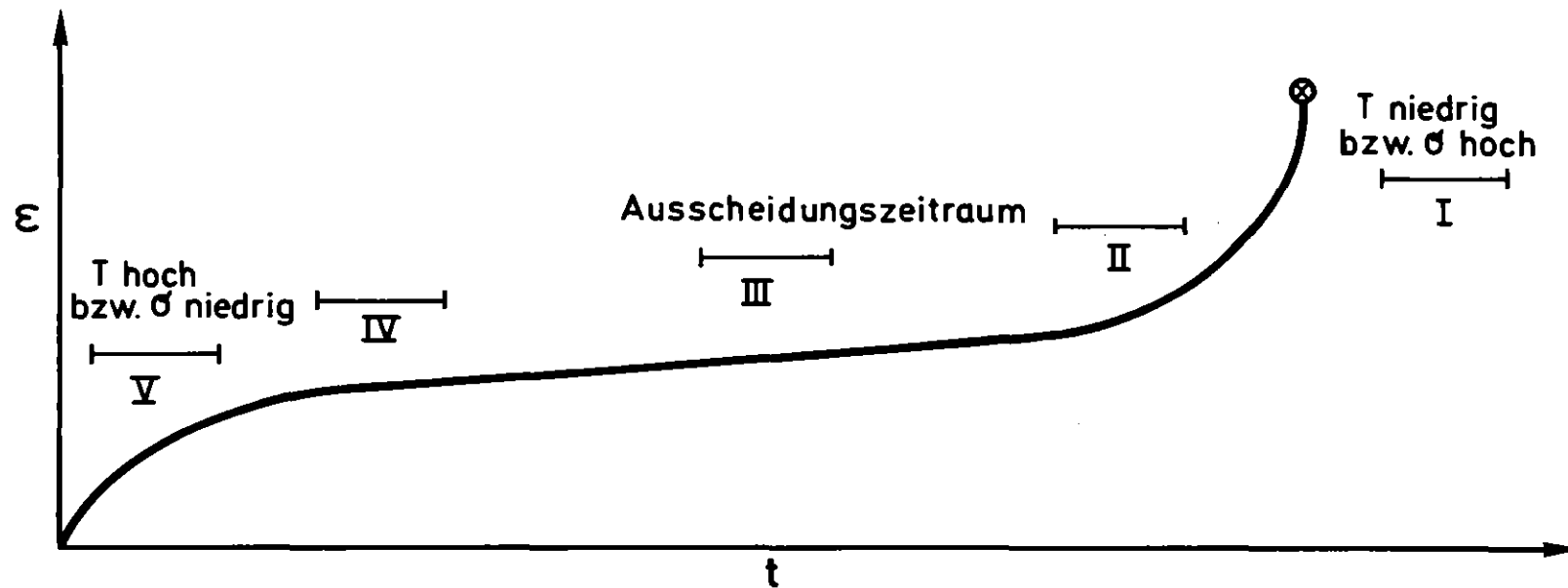


Bild 41 : Ausscheidungszeiträume in Relation zur Kriechkurve

Prüf-temp. °C	A Ausscheidungszeitraum	B Duktilitätsabnahme ($\delta, \psi \rightarrow t_B$)	C Änderung der Abhängigkeit $\dot{\epsilon}_{min} \rightarrow \sigma$	D Ende Primärkriechen	E = Ausscheidungs-bereich im Primärbereich
550	2000-7000 std	> 10000 std $\hat{=} \sigma_{t_B} = 20 \text{ kp/mm}^2$./.	./.	$\hat{=} \sigma = 17-14 \text{ kp/mm}^2$
600	500-2000 "	> 2000 15 "	bei $\sim 11 \text{ kp/mm}^2$	$\hat{=} 600 \text{ std}$	10,5-9 "
650	60-200 "	> 400 12,5 "	10 "	80 "	10,5-8,5 "
700	14-100 "	> 60 11 "	9 "	20 "	9-7,5 "
750	< 10	> 15 10 "	8 "	< 1 "	7-8 "

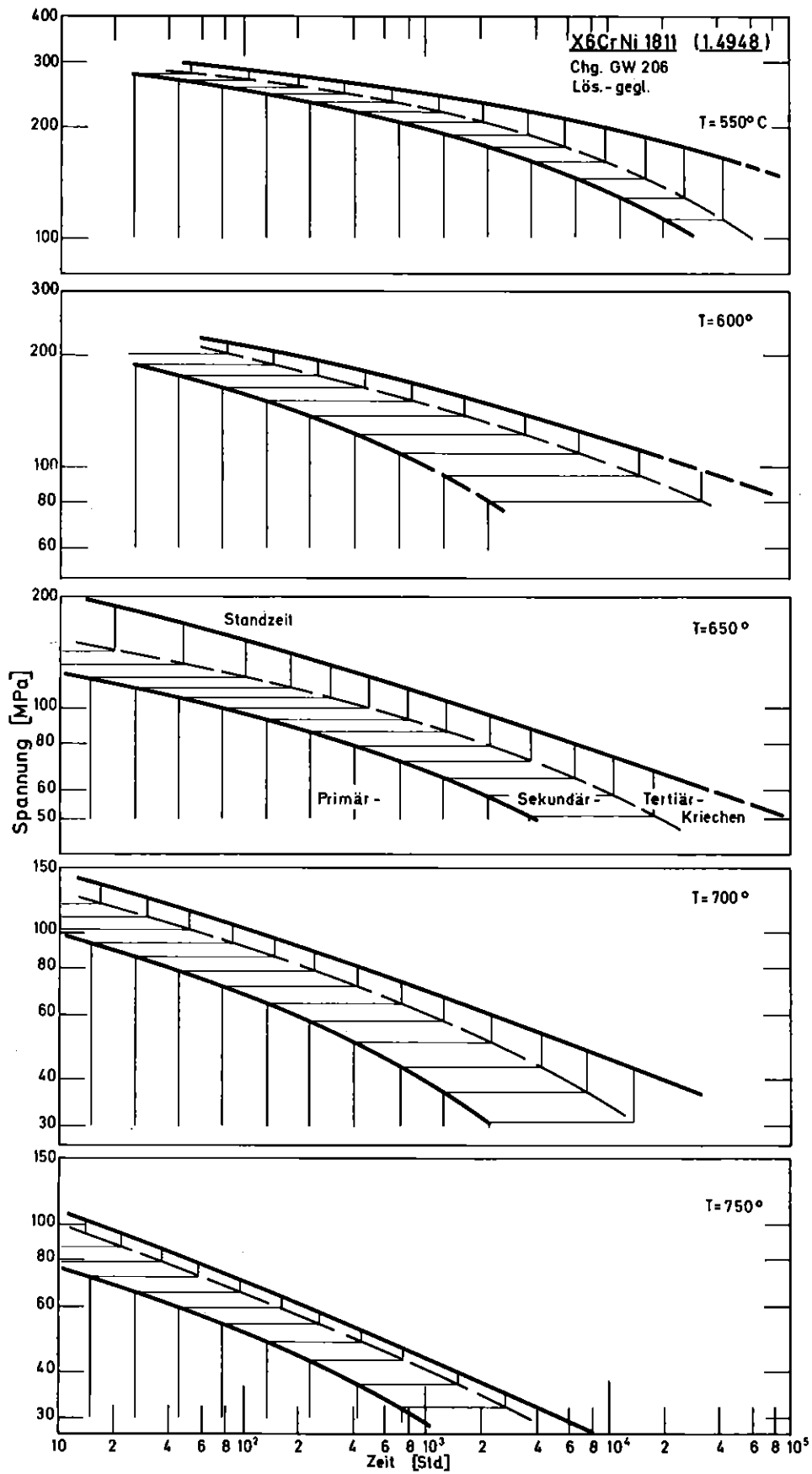


Bild 42: Anteil der verschiedenen Kriechbereiche

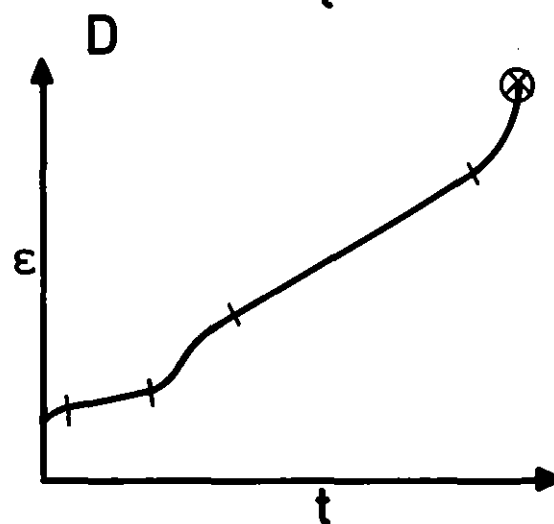
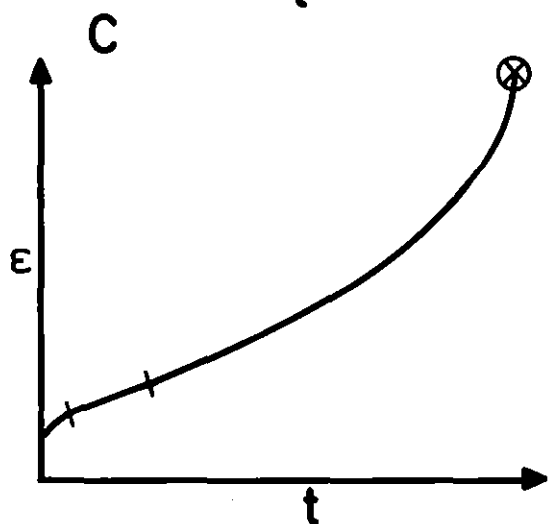
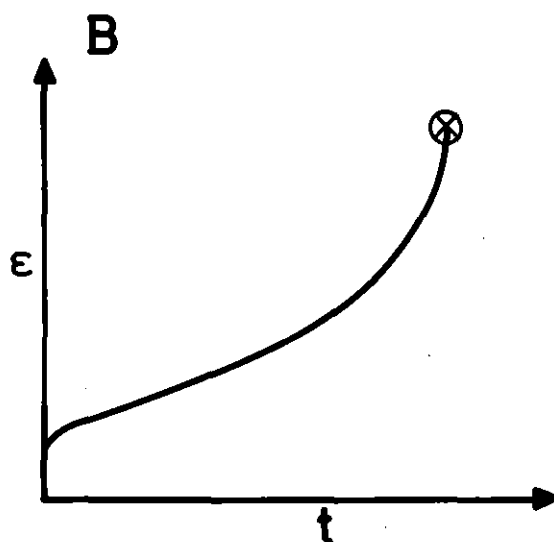
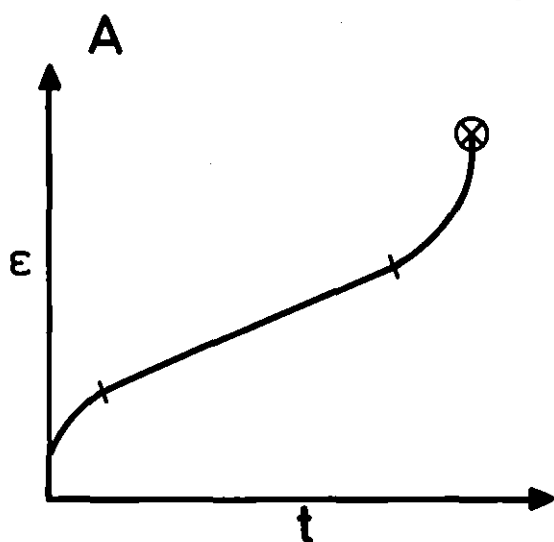
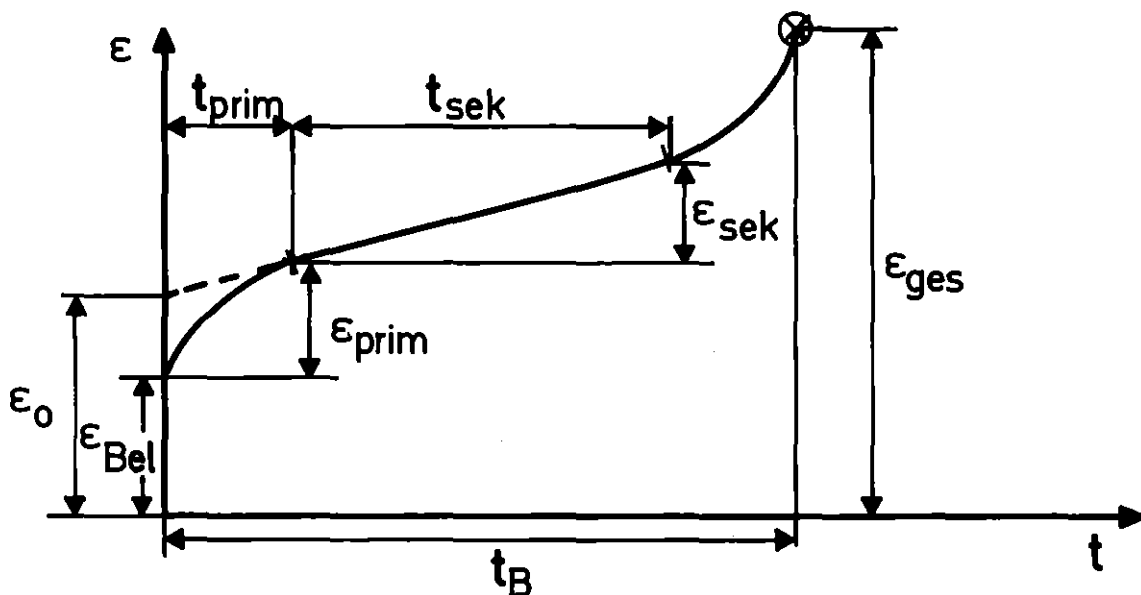


Bild 43: Schematische Darstellung verschiedener Kriechkurven-Typen