

KfK 2641
Juni 1978

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

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe

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

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE GMBH

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK-2641

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

von

M. Schirra, B. Seith
R. R. Solano*
M. de las Rivas*
S. Barroso*

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe G.m.b.H., Karlsruhe

* Junta de Energia Nuclear, Madrid, Spanien

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

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^o 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^o - 750^oC.

The present report describes the state in the running program with test-times up to 35 000 hours. Besides the creep-rupture behaviour it is possible to make a distinct quantitativ statement for the creep-behaviour and ductility. Extensive metallographic examinations show the fracture behaviour and changes in structure.

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 550-650⁰ Zeitstandversuche an Grundmaterial und geschweißtem Material durchgeführt. Der Schwerpunkt dieses Versuchsprogrammes ("Extrapolationsprogramm") liegt bei der experimentellen Erfassung des Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhaltens 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 550-750⁰ zusätzliche Versuche gefahren, zur Erfassung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit.

Der vorliegende Bericht beschreibt den bisherigen Stand der Arbeiten mit Versuchszeiten bis zu 16 000 std und nimmt Bezug auf Ergebnisse bis zu rund 35 000 std an diesem Stahl aus anderen Programmteilen. Neben dem Zeitstandfestigkeitsverhalten lassen sich für 550-750⁰ klare quantitative Aussagen zum Kriechverhalten und zur Duktilität machen. Umfangreiche metallographische Untersuchungen geben Aufschluss über das Bruchverhalten und strukturelle Änderungen.

Gliederung

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial und Versuchsdurchführung
3. Versuchsergebnisse
 - 3.1 Stand des Versuchsprogramms
 - 3.2 Belastungsdehnung
 - 3.3 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen
 - 3.4 Bruchdehnung und -einschnürung
 - 3.5 Kriechverhalten
 - 3.6 Metallographische Untersuchungen
4. Besprechung der Versuchsergebnisse
5. Literatur

18 Seiten

9 Tabellen

40 Abbildungen

1. Einleitung

Der ungestabilisierte 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 Hersteller¹⁾ und DIN-Norm²⁾ bekannt und für konventionelle Anwendungsfälle durch positive Erfahrungen bestätigt³⁾.

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 werden⁴⁾.

Ein Teilaspekt ist die Kenntnis des Langzeitfestigkeits- und Kriechverhaltens des zum Bau verwendeten Werkstoffes, nach Möglichkeit über einen Zeitraum, der der Lebensdauer der Anlagenteile entspricht ($> 10^5$ Std.). Experimentell ist es nicht möglich, vorlaufend oder begleitend 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) Madrid durchgeführt und läuft seit Oktober 1975. In der ersten Phase wurden die Versuche mit den kurzen und mittleren Standzeiten (bis ~ 4000 h) gefahren, um anhand dieser Ergebnisse mit größerer Sicherheit die Spannungen für die Langzeitversuche festlegen zu können. Der Ergebnisstand dieser Versuchsphase I war in einem ersten Bericht mitgeteilt worden⁵⁾, der auch ausführlich die Angaben zum Kurzzeitfestigkeitsverhalten, Untersuchungen am Ausgangsmaterial (Metallographie, Härte) sowie über Zeitstandversuche an diesem Stahltyp im Rahmen des VDEH-Programmes enthält.

Der hier vorliegende Bericht beschreibt den Stand der Versuche des "Estrapolationsprogrammes" von Oktober 1975 bis März 1978 am Grundwerkstoff (GW) und an Schweißverbindungen (SV) im Temperaturbereich 550-650°C. Ergänzt wird die Darstellung durch weitere Versuche des KfK am Grundwerkstoff im Temperaturbereich 550-750°C, die insbesondere im Hinblick auf das Kriechverhalten durchgeführt werden.

2. Versuchsmaterial und Versuchsdurchführung

Im vorangegangenen Bericht⁵⁾ 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°C durchgeführten Lösungsglühen 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 2 herausgearbeitet wurden. Bei den durch Schweißen zusammengefügtten Versuchsmaterialstücken wurde die Probe $\varnothing 8 \times 50$ 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 3). Für die Versuche am Grundwerkstoff und an der Schweißverbindung bei der JEN kamen Proben der Abmessung $\varnothing 8 \times 50$ mm ($d_0 \times l_0$),

und für die Versuche im KfK/IMF II, \emptyset 5 x 25 mm Proben zum Einsatz (Bild 3a und b). Ferner wird noch bezug genommen auf Versuchsergebnisse für den Grundwerkstoff, die mit Proben der Abmessung \emptyset 8,8 x 21 mm gewonnen wurden. Diese Probeform ist für Zykliever-suche in anderen Versuchsprogrammen eingesetzt worden.

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

3) Versuchsergebnisse

3.1) Stand des Versuchsprogrammes

Das Programm wurde so konzipiert, daß bei den 3 Prüftemperaturen die Spannungen sich genügend weit überlappen und die max. Standzeiten jeweils bei \sim 30.000 h liegen sollten (Tabelle II). Die Versuche bei 550⁰ am Grundwerkstoff sind mehr als Kontrollversuche anzusehen, da für diese Temperatur auch zahlreiche Ergebnisse von den übrigen SNR-Vertragspartnern vorliegen⁶⁾. Aus der Tabelle II ist der innerhalb der Phase I realisierte und unter 5) beschriebene Programmteil erkennbar, sowie die seit Juni 1976 angefallenen Bruchzeiten. Auf die zum Teil erheblich niedrigeren Standzeiten als erwartet, wird noch näher eingegangen. Einen guten Gesamtüberblick über die bisher erzielten Standzeiten in Abhängigkeit von der Versuchsspannung vermittelt Bild 4, aus dem auch der derzeitige Stand der laufenden Versuche hervorgeht. So ist bisher innerhalb des Extrapolationsprogrammes als maximale Versuchszeit 16000 Stunden und mit den \emptyset 8,8 mm-Proben (Bild 3c) 35.000 Stunden erreicht worden. Die Tabellen III-IX umfassen alle bisher ermittelten Resultate.

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 500⁰-750⁰ zwischen 11 und 8 kp/mm² für den Grundwerkstoff und 17 bis 12 kp/mm² für die Schweißverbindung. D. h., die im Extrapolationsprogramm an-

gewendeten Spannungen führen bei 550⁰ und 600⁰ und teilweise bei 650-750⁰ 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 Dehnbeträge zu rechnen ist, wenn ein E-Modul von 15.000 - 20.000 kp/mm² angenommen wird.

Klar erkennbar ist, daß die Belastungsdehnung erheblich ansteigt, wenn die Versuchsspannung die Streckgrenze überschreitet. Bei den geschweißten Proben sind Einflüsse der Probenform zu beachten. Z. B. besteht bei der ϕ 8,8 - SV - Probe der kleinste Querschnitt nur aus Schweißgut, das eine höhere Streckgrenze aufweist, wohingegen die ϕ 8 x 50 mm Probe in der Meßlänge zum überwiegenden Teil 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 zu den in den Bildern 6-15 eingezeichneten Dehngrenzen ist in den Wertetabellen noch der Wert für 10 % Kriechdehnung angegeben. Die bei 550⁰ bei der JEN angesetzten Versuche am Grundwerkstoff (Bild 6) sind eine Ergänzung zu den bisher im SNR-Konsortium am SNR-Strukturwerkstoff durchgeführten Zeitstandversuche und stimmen gut überein, wie die eingezeichnete Mittelwertkurve für die Standzeit dieser Versuche zeigt⁶⁾. Das gleiche gilt für die bei 600⁰ angesetzten Versuche, die den Kenntnisstand für Zeiten > 10⁴ std Standzeit verbessern sollte durch die Versuche mit 12 und 10,5 kp/mm² (Bild 7). Zwar erfolgte bei der Versuchsspannung 10,5 kp/mm² der Bruch schon nach rund 16 300 std statt der erwarteten 30.000 std,

jedoch liegen die Zeit-Dehngrenzen 0,1 - 10 % auf der jeweiligen Zeit-Dehngrenzenkurve. Dagegen zeigt der Versuch bei 650⁰ mit 6,5 kp/mm² ebenfalls eine wesentlich niedrigere Standzeit, 14.500 std statt 30.000 std, und niedrigere Zeit-Dehngrenzen (Bild 8). Im Vergleich zu dem noch laufenden Versuch mit 7,5 kp/mm² und den Versuchen des KfK mit den ϕ 5 mm Proben (Bild 13) dürfte es sich bei diesem Versuch in bezug auf die Zeit-Dehngrenzen um einen "Ausreißer" handeln. Die Standzeitverkürzung ist auf jeden Fall eine Folge der Abnahme der Bruchdehnung und somit Verkürzung des tertiären Kriechbereiches, wie aus der Wertetabelle III hervorgeht.

Bei den geschweißten Proben ergaben sich sowohl bei 550⁰ als auch bei 650⁰ mit den niedrigsten Versuchsspannungen (17 bzw. 6 kp/mm²) ebenfalls wesentlich niedrigere Bruchzeiten als erwartet (9200 std bzw. 12000 std statt 30000), obwohl die Zeit-Dehngrenzen im Rahmen der normalen Spannungsabhängigkeit liegen (Bilder 9 und 11). Bei 600⁰ ergaben sich bisher noch keine gravierenden Abweichungen (Bild 10). Bemerkenswert ist, daß bei allen 3 Prüftemperaturen die Duktilität mit zunehmender Standzeit erheblich abnimmt, wie aus Tabelle IV hervorgeht.

Die Versuche im KfK am Grundwerkstoff zielten 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 Ergebnisse im kürzeren Standzeitbereich lieferte, sind sie eine sinnvolle Ergänzung und stützen die Werte der ϕ 8 mm-Proben, wie aus den Bildern 12-15 hervorgeht und bei der Besprechung von Bild 8 ausgeführt wurde. Die dichte Belegung gibt ferner einen guten Überblick über die Streubreite der Meßergebnisse innerhalb einer Charge. Der stärkere Abfall der Zeitstandfestigkeitskurve gegenüber den Zeit-Dehngrenzenkurven bei $T \geq 650^{\circ}\text{C}$, als Beispiel ist jeweils die 1 %-Zeit-Dehngrenzenkurve ausgezogen, ist auf die starke Abnahme der Bruchdehnungswerte mit zunehmender Beanspruchungsdauer zurückzuführen, wie im folgenden Kapitel noch gezeigt 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. Die Bruchdehnung des Grundwerkstoffes bei 550⁰ ist bis zu den bisher erreichten Standzeiten im Extrapolationsprogramm (knapp 10.000 std) weitgehend standzeitunabhängig und liegt zwischen 20 und 29 % (Bild 16a). Mit steigender Prüftemperatur wird die Bruchdehnung größer, jedoch nimmt sie mit zunehmender Standzeit wieder ab. So fällt sie bei der höchsten Prüftemperatur (750⁰) von 65 % bei 10 std auf 13 % bei rund 5000 std. Bei den Prüftemperaturen 700 und 650⁰ setzt der Abfall zu etwas späteren Zeiten ein. Bei 600⁰ setzt oberhalb 2000 std ein Abfall von bisher rund 45 % auf niedrigere Werte (≤ 20 %) ein. Das gleiche Bild ergibt sich qualitativ auch bei der Brucheinschnürung (Bild 17a). Ziemlich standzeitunabhängige Werte bei 550⁰, bei 600⁰ bis ~ 2000 std und bei 650⁰ bis ~ 1000 std Standzeit. Danach eine Abnahme der Bruchdehnungswerte, die bei 700 und 750⁰ schon von kürzeren Standzeiten an zu beobachten ist.

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 der Schweißzone zurechnen, weil die Meßlänge der Proben (50 mm) zum größten Teil aus Grundwerkstoff besteht. (Bild 2 bzw. 3 in⁵). Die Voruntersuchung der Schweißprobe ergab ferner eine wesentlich höhere Härte für die Schweißzone, so daß die geringeren Bruchdehnungswerte der Schweißproben auf den Anteil der Schweißzone mit ihrem geringeren Verformungsvermögen zurückzuführen ist.

In einer halbschematischen Darstellung wird in Bild 18 die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung dargestellt. Es ergeben sich Bereiche für die einzelnen Prüftemperaturen, die auch die Streubreite der Bruchdehnungswerte veranschaulichen. Mit aufgenommen sind Werte am SNR-Strukturwerkstoff aus anderen Versuchsprogrammen⁶), sowie von Versuchen des VDEH an diesem Stahl, die im Auftrag vom KfK durchgeführt werden⁷).

Diese Darstellung bestätigt nochmals die zuvor gemachten Aussagen. Bei 550⁰ Prüftemperatur ordnen sich alle bisher vorliegenden Bruchdehnungswerte spannungsunabhängig und demzufolge auch standzeitunabhängig in einem Streuband ein. Bei 600⁰ 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 650-700-750⁰ ganz eindeutig. Auch liegen absolut die Bruchdehnungswerte bei niedrigen Spannungen bei diesen Temperaturen unter denen der 550⁰-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. Wenn von sekundärer Kriechgeschwindigkeit gesprochen wird, geht man davon aus, daß bei Versuchen mit konstanter Last ein Bereich mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit vorliegt. Bei einfachen Legierungen und geringerer Auflösung des Kriechverlaufes liegt dann die sogenannte klassische Kriechkurve vor, die sich in drei Bereiche aufteilen läßt (Bild 19). Tatsächlich zeigt sich aber bei den komplex aufgebauten hochwarmfesten Stählen bei Verwendung entsprechend empfindlicher Meßsysteme und Anwendung verbesserter Auswerteverfahren, daß verschiedene Ausbildungsformen von Kriechkurven auftreten. In einem ersten Bericht zum Kriechverhalten des Strukturmaterials 1.4948 wurde schon darauf hingewiesen⁸⁾, daß in dem untersuchten weiten Spannungsbereich 4 Grundtypen beobachtet wurden, wie sie von A-D im Bild 19 schematisch dargestellt sind. Kriechkurven vom Typ A und B treten in der Regel auf, bei den hohen Versuchsspannungen bei 550⁰ und 600⁰, also wenn die Belastungsdehnung mehrere % beträgt und somit eine merkliche Matrixverfestigung bei Versuchsbeginn vorliegt. Bei mittleren Spannungen ($\geq \sigma_{0,2}$) und höheren Temperaturen ($\geq 650^0$) überwiegen die

die Kurven vom Typ C. Der Typ D, mit einer zeitabhängigen Kriechgeschwindigkeitserhöhung wird bei niedrigen Versuchsspannungen ($< \sigma_{0,2}$) und Temperaturen $\geq 600^\circ$ beobachtet und ist eine Folge von strukturellen Änderungen, wie die metallographischen Nachuntersuchungen bestätigen. Die Kriechgeschwindigkeit ist in der Regel in dem ersten stationären Bereich (vor der Unstetigkeit) kleiner als im zweiten stationären Bereich. Allerdings wurde auch schon bei 2 Versuchen im 2. Bereich eine etwas niedrigere Kriechgeschwindigkeit gemessen.

Die einzelnen Kriechkurven wurden mit Hilfe eines Kurvendigitalisierers in Verbindung mit einem Kleinrechner analysiert. Auf diese Weise wird u. a. im Kriechverlauf die jeweilige Kriechgeschwindigkeit ausgedruckt. Das Ende des Primärbereiches ist mit dem Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{\min}$ gegeben. Der zeitliche Umfang des primären Kriechens ist im Bild 20 in Abhängigkeit von der Versuchsspannung für die verschiedenen Prüftemperaturen angegeben. Mit eingetragen ist die jeweilige 1 % Zeit-Dehngrenze aus den Bildern 6-15, sodaß man für die Spannungen $< \sigma_{0,2}$ abschätzen kann, wie lange Primärkriechen vorherrscht bzw. über welchen Zeitraum man evtl. noch mit stationärem Kriechen rechnen kann. Eine entsprechende Abgrenzung des sekundären bzw. stationären Kriechabschnittes ist bei den Kriechkurven des Typs B-D nur bedingt möglich; es wäre zu definieren, welcher Bereich der nach $\dot{\epsilon}_{\min}$ nun ansteigenden $\dot{\epsilon}$ -Werte herangezogen wird.

Soweit aus den Kriechkurven grafisch $\dot{\epsilon}_{\min}$ bzw. $\dot{\epsilon}_{\text{sek}}$ bestimmt wurde, stimmen diese Werte gut mit dem ausgedruckten Wert des Rechners für $\dot{\epsilon}_{\min}$ überein. Diesem Wert und den daraus empirisch abgeleiteten Abhängigkeiten ist aber mehr technische^{als} physikalische Bedeutung beizumessen, wie Ilschner⁹⁾ zu diesem Punkt klar dargelegt hat. Denn dieser Bereich des minimalen bzw. stationären Kriechens kann nicht einem einfachen dynamischen Gleichgewicht zugeordnet werden wie bei gefügemäßig homogenen Proben, sondern ist das Resultat von mehreren, physikalischen völlig unterschiedlichen Grundvorgängen. Vor diesem Hintergrund sollte auch die Darlegung der folgenden Date zum Kriechverhalten gesehen werden. Im Bild 21 ist für den Grundwerkstoff in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung (σ_0) die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{\text{abs}}$ aufgetragen. In dieser doppellogarithmischen Auftragung lassen sich die Wertepaare für jede

Prüftemperatur durch eine Gerade verbinden, deren Neigung über $\Delta \lg \dot{\epsilon} / \Delta \lg \sigma$ 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 $\sigma_{0,2}$. Im Bereich der Warmstreckgrenze zeigt sich bei diesen drei Prüftemperaturen eine Abknickung in der Spannungsempfindlichkeit. Bei Versuchsspannungen oberhalb der Warmstreckgrenze, wenn also bei Versuchsbeginn eine mehr oder weniger starke plastische Verformung auftritt, ist die Spannungsabhängigkeit weniger stark als bei den Versuchsspannungen unterhalb der Warmstreckgrenze. D. h. die n -Werte bei $\sigma > \sigma_{0,2}$ sind kleiner als bei $\sigma < \sigma_{0,2}$. Allerdings wird der Unterschied mit steigender Prüftemperatur geringer. Bei 550° und 600° Prüftemperatur liegen die Versuchsspannungen aller bisher durchgeführten Versuche, die eine Bestimmung der minimalen Kriechgeschwindigkeit erlauben, oberhalb der Warmstreckgrenze.

Die bisher an den geschweißten Proben gemessenen Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit sind im Bild 22 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 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.

Von größerem technischen Interesse dürfte die Darstellung im Bild 23 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 21 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° 7 kp/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 21. 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 überein¹⁰⁾. Ein von Monkman und Grant¹¹⁾ 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, wenn man die Wertepaare $\dot{\epsilon} - t_B$ doppellogarithmisch aufträgt. Aus Bild 24 ersieht man, daß sich die Wertepaare der 550⁰ Versuche auf einer Geraden einordnen, deren Neigung einem $m = 0,98$ entspricht ($m = \Delta \log t_B / \Delta \log \dot{\epsilon}$). Die Wertepaare der Prüftemperaturen 600-750⁰ 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 550⁰ tatsächlich die Bruchdehnung standzeitunabhängig und bei den höheren Prüftemperaturen wird nach zunächst standzeitunabhängigen Werten eine Abnahme der Bruchdehnung mit zunehmender Standzeit festgestellt. Dieses Befunde gelten zunächst nur für die Proben des Grundwerkstoffs. Die Ergebnisse an geschweißten Proben (Bild 25) sind noch nicht zahlreich genug für eine entsprechende Aussage.

3.6) Metallographische Untersuchungen

Die metallographische Nachuntersuchung der gebrochenen Proben sollte Aufschluß geben über das Bruchverhalten und erste Hinweise zum Ausscheidungsverhalten im untersuchten Temperatur- und Zeitbereich. Nach dem Stand der bisherigen Arbeiten kann für den Grundwerkstoff folgendes gesagt werden:

Ziemlich unabhängig von der Beanspruchungszeit und Prüftemperatur treten in der Meßlänge bzw. Bruchzone zahlreiche interkristalline Anrisse auf (Bild 26 + 27). Der Bruch selbst erfolgt bei 550° bei den meisten Körnern interkristallin (Bild 28), jedoch mit steigender Prüftemperatur mehr transkristallin (Bild 29). Die Aufnahmen in den Bildern 28 + 29 im geätzten Zustand zeigen auch klar die interkristallinen Anrisse in der Bruchzone.

Erste zusätzliche Ausscheidungen auf den Korngrenzen, im Vergleich zum Ausgangsgefüge im Bild 1, wurden bei der Versuchstemperatur 550° lichtmikroskopisch nach 2770 std beobachtet (Bild 30a), die nach 18414 std plattenförmig in das Korn hineinwachsen (Bild 30b). Zusätzlich treten Matrixkarbide auf. Im Bereich der Meßlänge, wo die angelegte Spannung bzw. Deformation beschleunigend wirkt, setzt die Karbidausscheidung schon wesentlich früher ein (\sim 1000 std) bzw. ist bei gleicher Standzeit wesentlich ausgeprägter (Bild 30 c+d). In den Bildtafeln 31-34 sind für die Prüftemperaturen 600-750° jeweils Aufnahmen vom Probenkopf von Proben mit kurzer, mittleren und der bisher längsten Standzeit wiedergegeben. Aus diesen Bildern ist deutlich mit steigender Prüftemperatur das immer früher einsetzende Auftreten der Korngrenzen- und Matrixkarbide erkennbar.

Auch für diese Prüftemperaturen gilt, daß im Bereich der Meßlänge durch die Verformung die Ausscheidungsvorgänge schneller ablaufen. Als Beispiel steht Bild 35, das parallel zur Bildtafel 34 das Gefüge aus der Meßlänge wiedergibt.

Die Bildung von σ -Phase wurde lichtmikroskopisch bei den Proben mit den bisher längsten Standzeiten noch nicht beobachtet. Für die geschweißten Proben sei im Rahmen dieses Berichtes lediglich das Bruchverhalten beschrieben. Im Bild 36 sind alle im Extrapolationsprogramm eingesetzten Proben dargestellt. Bei allen bisher bei 550° gebrochenen Proben und den bei 600° bis rund 200 std Standzeit, liegt der Bruch in der Schweißnaht. Bei längeren Standzeiten und höheren Prüftemperaturen erfolgt der Bruch im Grundwerkstoff mit einer 2. Einschnürung im Grundwerkstoff der anderen Probenhälfte. Ledig-

lich bei der Probe 650⁰ kp/mm², die vorzeitig brach, erfolgte der Bruch in der Schweißse. Es ist noch zu untersuchen, ob die Schweißse fehlerhaft war.

3.7) Härtemessungen

Härtemessungen an den Zeitstandproben nach dem Versuch vermitteln einen Eindruck, inwieweit durch die Belastungsdehnung und Kriechdeformation eine Verfestigung des Versuchsmaterials erfolgt.

Im Bild 37 sind die Härtewerte der metallographisch untersuchten Proben in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen. Bei den Prüftemperaturen 650-750⁰ ist lediglich bei den Versuchen kürzerer Dauer eine merkliche Verfestigung zu beobachten, die allerdings bei Einsatzzeiten bis 10³ std wieder abgebaut ist und die Matrixhärte der Ausgangshärte entspricht. Bei den bei 550⁰ + 600⁰ eingesetzten Proben wird bis zu 10⁴ std Standzeit noch eine deutliche Verfestigung gemessen. Erst zu längeren Zeiten deutet sich eine Entfestigung an.

4) Besprechung der Versuchsergebnisse

Der bisherige Ergebnisstand im konzipierten Extrapolationsprogramm bedeutet praktisch Halbzeit. Für eine übersichtliche und zusammenfassende Darstellung sind die bisher erzielten Standzeiten und Zeit-Dehngrenzen in den Bildern 38-40 in der Larson-Miller-Darstellung wiedergegeben. Dabei wird die Prüftemperatur und -zeit in einem Parameter der Form $P = T_0 K (c + \log t_B)^{12)}$ 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 kann¹³⁾ bzw. verfeinerte Extrapolationsverfahren¹⁴⁾ zur Anwendung kommen. Die am Grundwerkstoff im Temperaturbereich 550-750⁰ ermittelten Standzeiten enthält Bild 38. 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 $\phi 8,8 \times 21$ bei Prüftemperaturen

550-600^o abgedeckt wurde⁴⁾⁵⁾. In einem wesentlich breiteren Band liegen die Werte, die vom VDEH*) im Auftrag des Kernforschungszentrums an 3 handelsüblichen Chargen des 1.4948 im Temperaturbereich von 500-800^o ermittelt werden⁵⁾⁷⁾. Die Versuchsergebnisse des SNR-spezifizierten Grundmaterials der Charge GW 206 liegen im Spannungsbereich 28-15 kp/mm² im unteren Bereich des VDEH-Streubandes und bei den niedrigen Spannungen (3-10 kp/mm²) knapp unterhalb des Streubandes.

Extrapoliert man mit Hilfe des angegebenen Auflösungsnetzes aus Bild 38 zu Standzeiten, die vorläufig experimentell noch nicht abgedeckt werden können, z. B. 100 000 std bei den SNR-relevanten Temperaturen von 500-600^o, so ergeben sich für den Grundwerkstoff folgende Spannungsbereiche:

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

Eine Extrapolation auf 10⁵ oder 2 · 10⁵ std ist noch als konservativ anzusehen, da sie lediglich um 1 Zahnerpotenz in t über den experimentell erfaßten Bereich hinausgeht.

Für die geschweißten Proben (Bild 39) ist das Parameterfeld nicht so dicht belegt, sodaß für eine Extrapolation die noch laufenden Langzeitversuche abgewartet werden sollten. Wie aus Bild 39 hervorgeht, liegen die bisher erreichten Standzeiten innerhalb des VDEH-Streubandes, das sich aus Versuchen mit geschweißten Proben von 2 Schmelzen bei Versuchstemperaturen von 500-800^oC ergab. Ebenso der Bereich, der mit ϕ 8,8 mm geschweißten Proben an SNR-Schweißverbindungen abgedeckt ist⁴⁾⁶⁾. Deutlich außerhalb des Kurvenverlaufes liegen die Meßpunkte der Versuche 650-11 kp/mm² und 650-6 kp/mm² die wesentlich kürzere Standzeiten als erwartet erreicht haben. Wie die eingetragenen Pfeile zeigen, sollten die noch laufenden Langzeitversuche den bisher angegebenen Kurvenverlauf bestätigen bzw. absichern, oder zeigen, ob bei Versuchen > 10⁴ std und T > 550^o durch die Duktilitätsabnahme auch mit einer stärkeren Standzeitverkürzung zu rechnen ist.

In gleicher Weise wie die Bruchzeiten sind im Bild 40 a und b die Zeiten für die Zeit-Dehngrenzen (0,2 bis 5 %) mit dem Larson-Miller-Parameter in Abhängigkeit von der Spannung aufgetragen. Auch für

*) VDEH = Verein Deutscher Eisenhüttenleute

diese Auftragung wurde $c = 20$ eingesetzt. Um die Darstellung übersichtlicher zu gestalten, ist jeder Zeit-Dehngrenze eine separate Parameter-Skala zugeordnet, die gegeneinander versetzt sind.

Bei den 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 550⁰-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.

Bei den geschweißten Proben (Bild 40b) erkennt man auch, daß von den Versuchen mit den wesentlich kürzeren Standzeiten lediglich der Versuch 650⁰-11 kp/mm^2 auch in den Zeit-Dehngrenzen-Werten ein anomales Verhalten aufweist. Absolut stimmen die im Extrapolationsprogramm ermittelten Werte für die Zeit-Dehngrenzen gut mit Werten überein, die von TNO an einer Betriebscharge dieses Stahles ermittelt wurden¹⁵⁾. Die Zeitstandfestigkeitswerte, auch auf 10⁵ 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⁾. Bei der Darstellung der Duktilitätskennwerte in den Bildern 16-18 war zu erkennen, daß die Werte bei 550⁰ im bisher abgedeckten Bereich unabhängig von der Versuchszeit bzw. Versuchsspannung sind. Bei 600⁰ und $> 3000 \text{ std}$ setzt eine deutliche Abnahme der Duktilität ein, die mit weiter steigender Temperatur immer früher einsetzt. Bei der Darstellung des Kriechverhaltens (Bild 21 u. 23) war erkennbar, daß in der Abhängigkeit $\log \dot{\epsilon}_{\min} \rightarrow \log \sigma$ bei 650-700-750⁰ eine Abknickung auftrat, die der Warmstreckgrenze entsprach. Nun dürfte allerdings diese Änderung in der Spannungsabhängigkeit von $\dot{\epsilon}$ weniger von der Streckgrenze abhängig sein, also Einfluß des Anteils der plastischen Verformung bei Versuchsbeginn, als vielmehr von den spannungsabhängigen Versuchszeiten.

Die Änderung der Duktilität und des Kriechverhaltens müssen aber im Zusammenhang mit den strukturellen Änderungen gesehen werden, wie durch die metallographischen Untersuchungen belegt wurde. Die

bisherigen Befunde zeigen, daß das Auftreten von Korngrenzen- und Matrixkarbiden bedeutend früher einsetzt, als das für diesen Stahl bekannte Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild aussagt⁴⁾). Das ist verständlich, weil Ausscheidungsvorgänge unter Spannung bzw. gleichzeitig erfolgender Deformation erheblich schneller ablaufen. In der nachfolgenden tabellarischen Gegenüberstellung wird versucht, eine vorläufige gemeinsame Zeitabhängigkeit von Duktilität, Ausscheidungsverhalten und Änderung im Kriechverhalten darzustellen:

T °C	Duktilitäts- abnahme	Ausscheidungs- zeitraum	$\sigma_{0,2}$	t_B
550	-	$10^3 - 10^4$ std	10,5 kp/mm ²	$> 300\ 000$ std
600	> 3 000 std	200 - 2000 std	10 "	20 000 std
650	> 1 000 std	80 - 800 std	9,5 "	2 500 std
700	> 100 std	20 - 180 std	9 "	250 std
750	> 10 std	< 20 std	8 "	50 std

Man erkennt deutlich, den Zusammenhang zwischen Duktilitätsabnahme und der Bildung von Ausscheidungen. Die Abknickung in der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{min}$ bei 650-750⁰ bei den angegebenen Spannungen, die zufälligerweise mit der jeweiligen Warmstreckgrenze $\sigma_{0,2}$ identisch ist, könnte ebenfalls auf die strukturelle Änderung zurückzuführen sein. Denn bei Versuchsspannungen oberhalb $\sigma_{0,2}$ liegt während des größten Teils der Versuchszeit das lösungsgeglühte Gefüge vor, während bei Versuchsspannungen $< \sigma_{0,2}$ sich schon im frühen Versuchsstadium Korngrenzen- und Matrixkarbide gebildet haben, bzw. sich bilden und es zu Unstetigkeiten im Kriechverlauf gem. Bild 19d kommt. Diese Form der Kriechkurven als Folge von Ausscheidungsvorgängen und eine Abknickung in der Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit zu einem höheren n-Wert wurde schon an der matrixhärtenden Ni-Basis-Legierung Inconel 625 gefunden¹⁶⁾. Bei dieser Legierung kommt es in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur und -zeit im lösungsgeglühten Zustand zu extrem stark ausgeprägten strukturellen Änderungen durch Ausscheidungen, die in ihrem zeitlichen Ablauf gut übereinstimmen mit der Änderung im Kriechverhalten und der Duktilität.

Die angegebenen Ausscheidungszeiträume können für den Stahl X6CrNi1811 anhand der bisher durchgeführten metallographischen Untersuchungen nur grob umrissen werden. Im nächsten Zeitraum werden im größeren Umfang Proben elektronenmikroskopisch bei der JEN untersucht, die das gesamte Zeit-Temperaturpektrum umfassen. Danach sollte es möglich sein, ein Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild für Proben unter Kriechbedingungen zu erstellen, die Art und Intensität der Ausscheidungen zu bestimmen und die Änderungen im Kriechverhalten und der Duktilität zu interpretieren.

Die Autoren danken Frau Hofmann, H. Graf (KfK) F. Aldea, P. Gomez de las Rocas (JEN) für die Durchführung der umfangreichen metallographischen Untersuchungen und H. J. L. Mozo für die elektronenmikroskopischen Arbeiten, den Herren K. Dindorf, E. Weis (KfK), J. Sanchez und J. Ruz für die Durchführung und Betreuung der Zeitstandversuche. Besonderer Dank gilt H. Michael Hoffmann für die Erstellung der Computerprogramme und Hilfestellung bei der Kriechkurvenanalyse.

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) "Stahl-Eisen-Liste"
VDEH 1972, Verlag Stahleisen - Düsseldorf
- 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 Typ 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
- 6) 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.
- 7) VDEH 7. Zwischenbericht
Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle
"Zeitstandversuche an den Stählen X6CrNi 1811 und X6CrNiMo 1713."

unveröffentlicht
- 8) M. Schirra, D. Preininger, K. Anderko
"Zur Spannungsabhängigkeit des Kriechens der austenitischen
Stähle 1.4948 und 1.4981."
Reaktortagung 1977, Vortrag E 422.

- 9) B. Ilschner
"Inwieweit wird Werkstoff-Festigkeit bei hoher Temperatur von den Grundlagen her beherrscht?"
VDI-Berichte Nr. 302 - 1977, S. 5-8
- 10) M. K. Booker, V. K. Sikka
"Analysis of the creep-strain-time behaviour of type 304 stainless steel."
ORNL 5190
- 11) 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)
- 12) F. R. Larson, J. Miller
"A time-temperature relationship for rupture and creep stresses."
Trans. ASME 74 (1952) 765
- 13) K. Bungard, W. Schmidt
"Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten."
DEW-Techn. Berichte, 1. Band, 1961, Heft 3
- 14) J. Granacher, H. Wiegand
"Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle"
Archiv f. d. Eisenhüttenwesen 43-9, (1972, S. 1-6
- 15) 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
- 16) M. Schirra
"Das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung Inconel 625 in drei verschiedenen Vorbehandlungszuständen."
KfK 1925, Febr. 1974

Tabelle 1

X6CrNi 1811 (1.4948)

Chemische Zusammensetzung

	Charge-Nr. GW 206		Soll
	231 861		
	I.A.	Werk	
C	0,053	0,052	0,04 - 0,07
Si	0,39	0,44	≤ 0,75
Mn	2,25	1,81	≤ 2,0
P	0,018	0,019	≤ 0,03
S	0,032	0,012	≤ 0,02
Cr	17,8	17,45	17 - 19
Ni	10,6	11,0	10 - 12
Mo	0,065		≤ 0,50
Ti			
Al	0,08		
N	0,041		
Cu	0,043		
V	0,02		
Co	0,069		
W	-		
Ta/Nb	-		
B	2,0-2,3 ppm (KfK)		

Abmessung

500 x 20 x 1000 mm

Wärmebehandlung

1000 - 1080°C

Härte HV₃₀

147 - 157/134 - 140

Korngröße ASTM

3 - 5

Tab^le II Extrapolationsprogramm JEN - KfK

Fassung v. Juni 1976

Stand: 3/78

X6 CrNi 1811 (1.4948)

GW = Grundwerkstoff

SV = Schweißverbindung

T °C	G W			S V		
	σ kp/mm ²	t _B [h] erwartet	t _B exp.	σ kp/mm ²	t _B erwartet	t _B exp.
550	25	900	1002	24	-	860
	22	3000	4084	22	-	2346
	20	9000	6900	20	7000	2950
	17	20000	läuft	19	10000	8730
				18	20000	läuft
				17	30000	9180
				15		
600	22	-	66	20	-	194
	20	-	187	17	-	1060
	18	-	460	15	-	1960
	15	-	2165	13	6000	4640
	13,5	10000	5360	12	10000	läuft
	12	20000	läuft	11	20000	läuft
	10,5	30000	16325	10	30000	läuft
				9		
			8			
			7			
650	15	-	85	13	-	390
	13	-	250	11	-	360
	11	-	945	9	-	4180
	9,5	-	2290	8	8000	7976
	8,5	10000	7300	7	20000	läuft
	7,5	20000	läuft	6	30000	12000
	6,5	30000	14500			
				6		
			5			

Reserve: 1Probe

2 Proben m. Schweißfehler

= Phase I in ⁵⁾

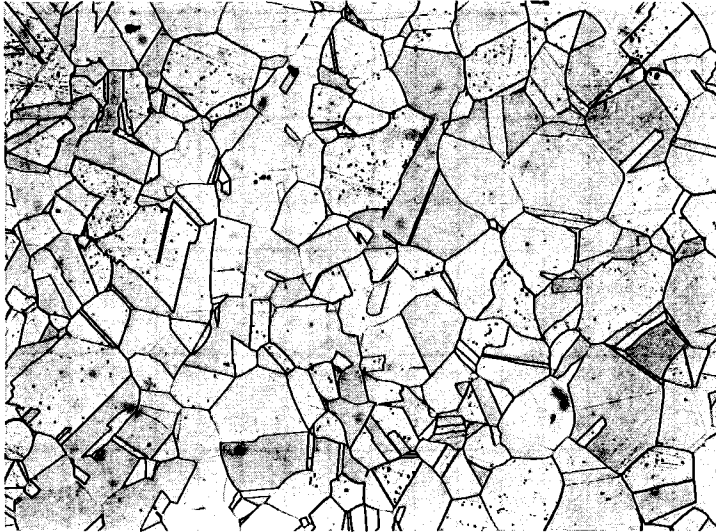
= eingeplante Reserveproben

X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 1

Chg.Nr.231861

Grundwerkstoff GW 206



quer

28572

HV₃₀=147-157

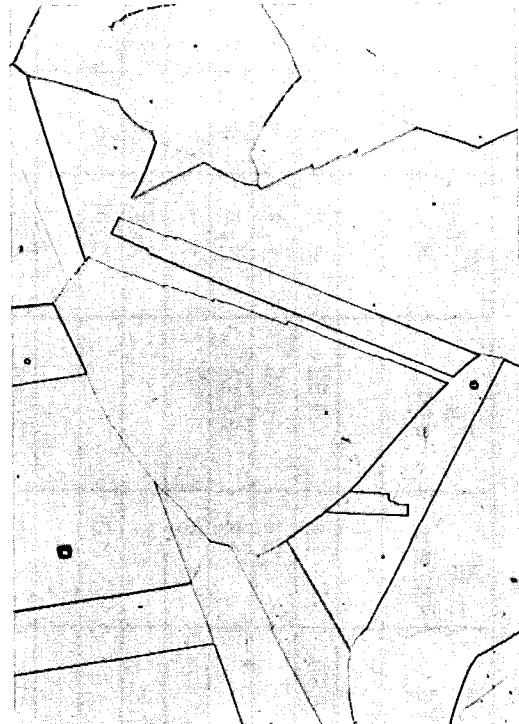
x100

längs



28573

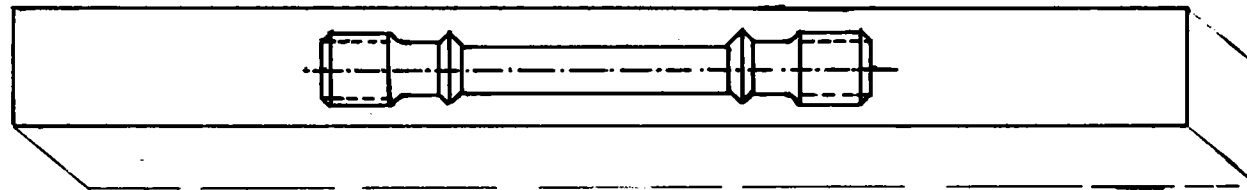
x100



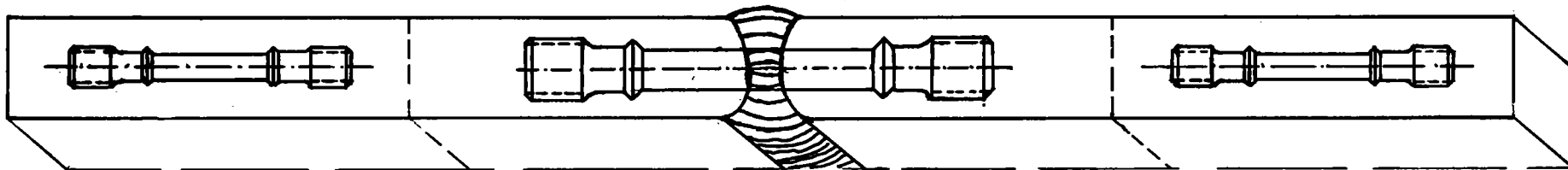
35898

x500

HV₃₀=134-140



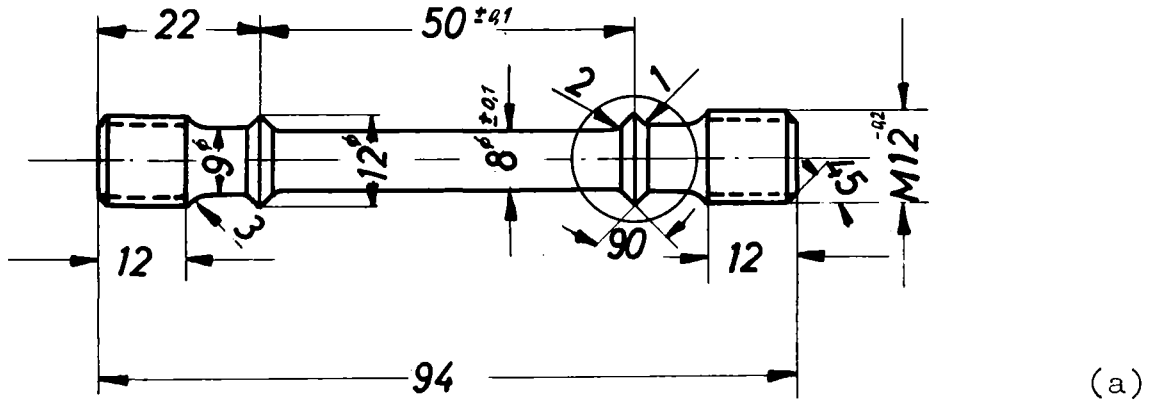
Grundwerkstoff $\phi 8 \times 50 \text{ mm } (d_o \times l_o)$



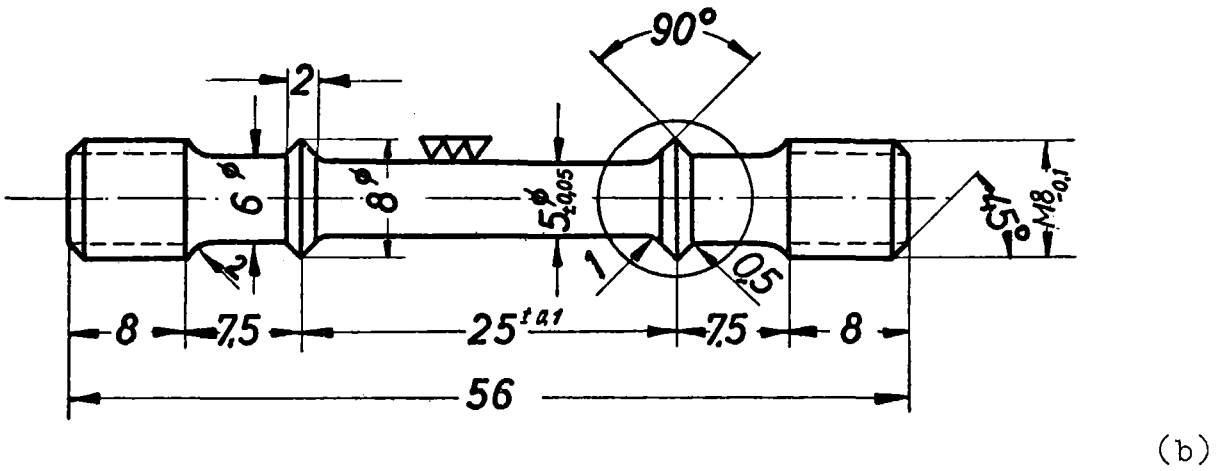
Grundwerkstoff $\phi 5 \times 25 \text{ mm } (d_o \times l_o)$ Schweißverbindung $\phi 8 \times 50 \text{ mm } (d_o \times l_o)$

Bild 2: Probenlage in den Versuchsmaterialabschnitten, geschweißt und ungeschweißt

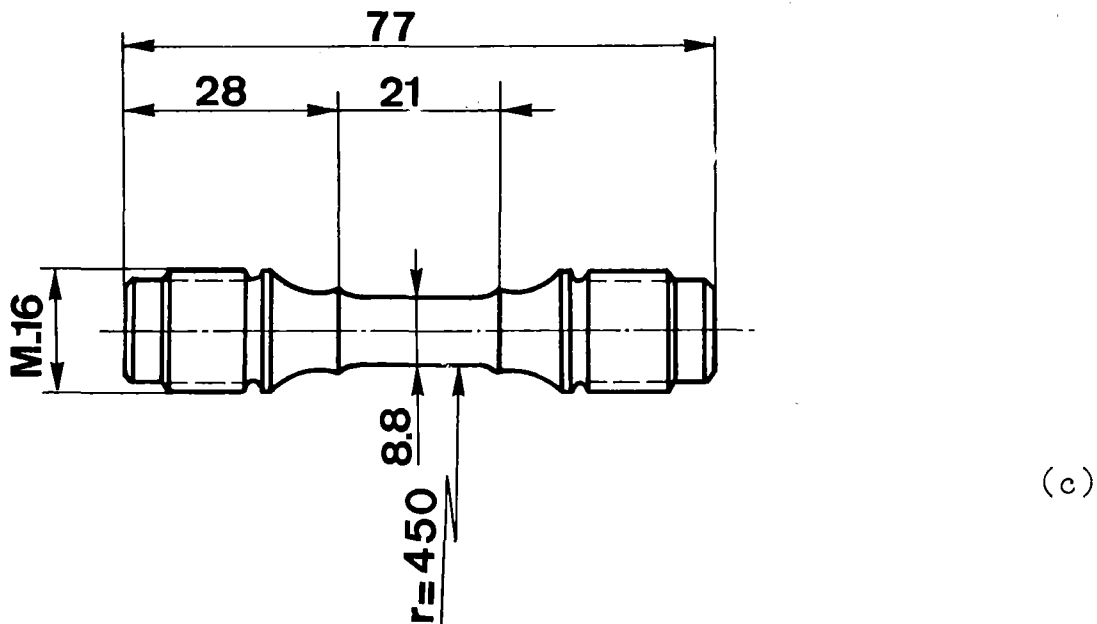
Extrapolationsprogramm



(a)



(b)



(c)

Bild 3 : Probenformen

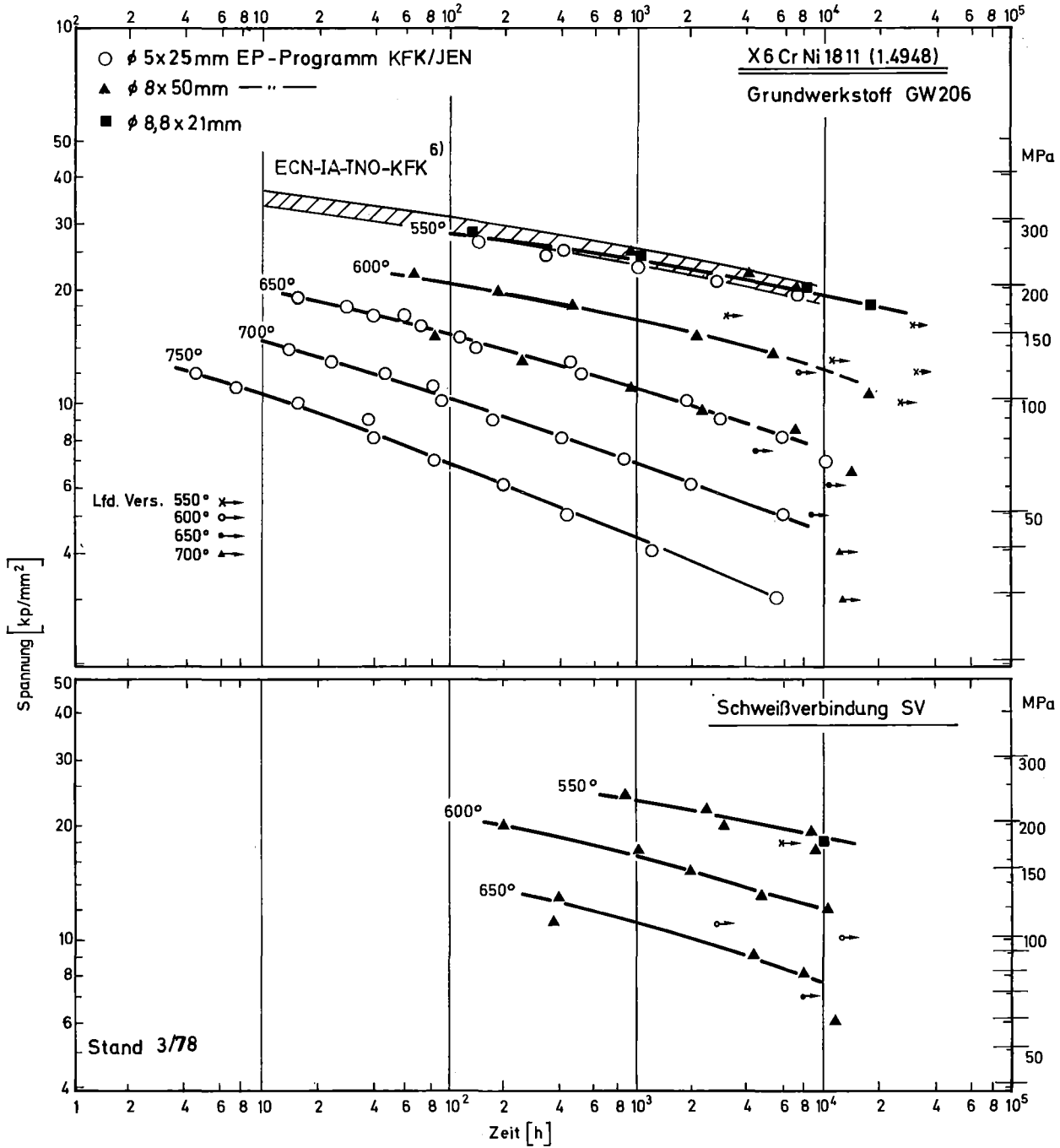


Bild 4 Stand - bzw. Versuchszeiten im Extrapolationsprogramm

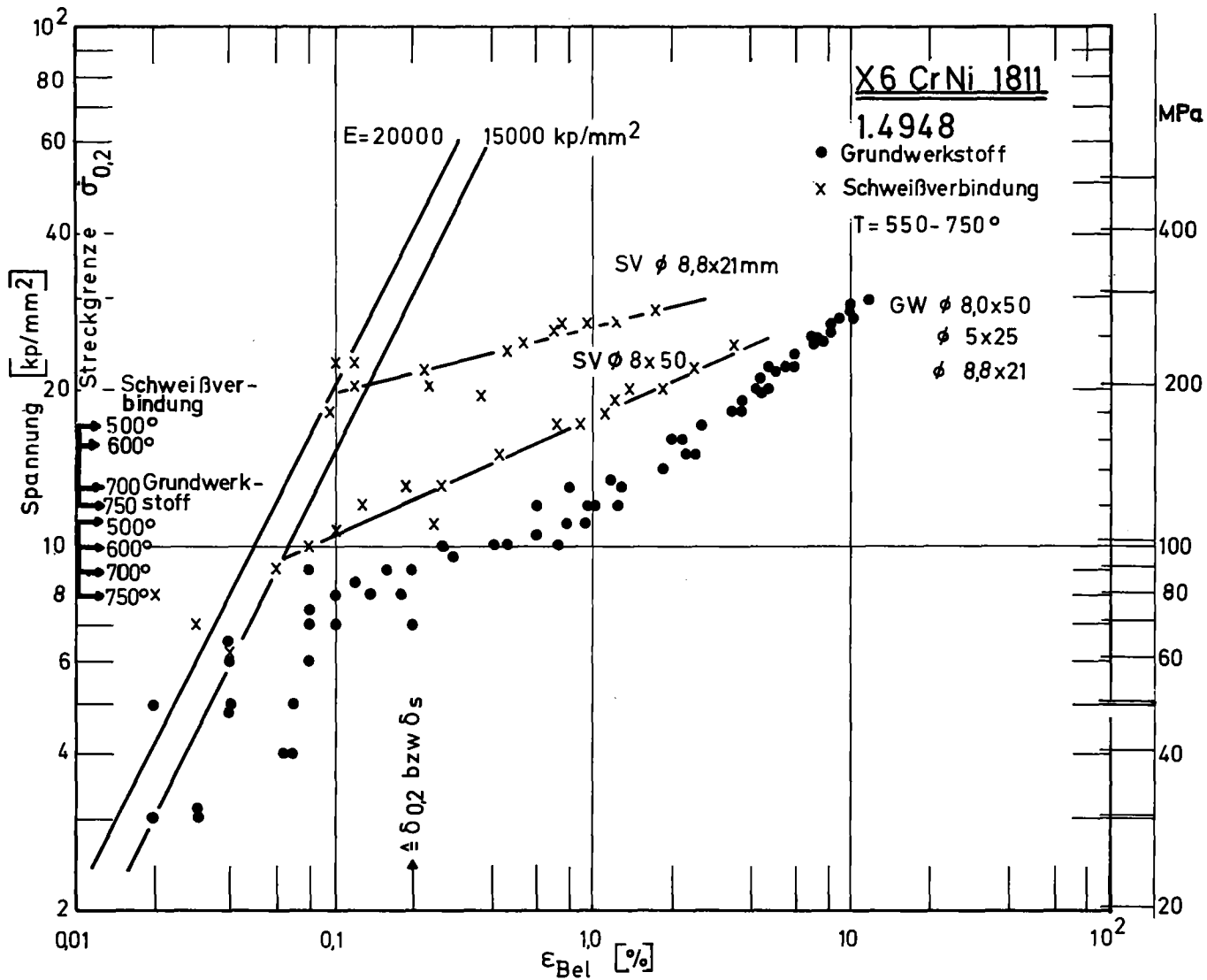


Bild 5 : Belastungsdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

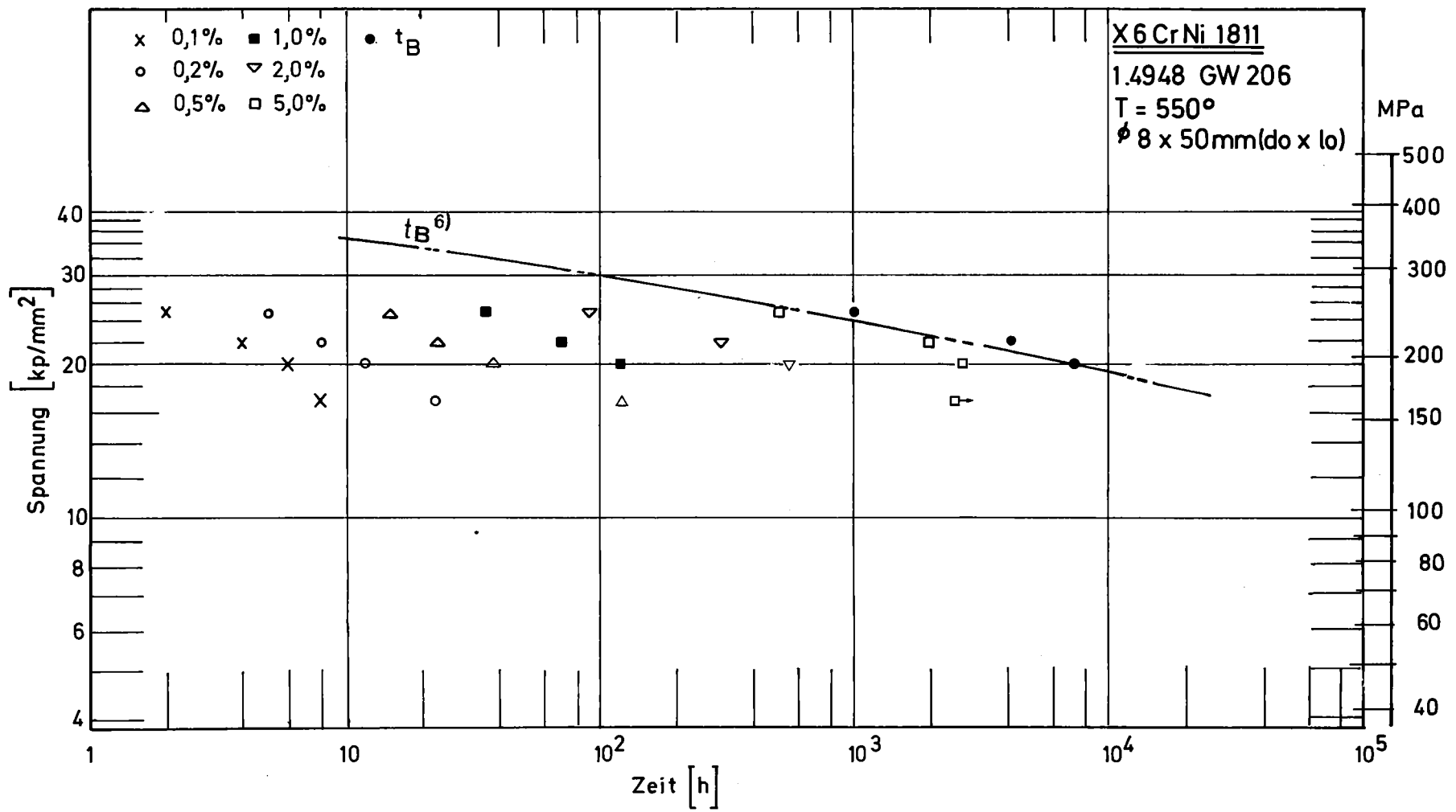


Bild 6: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

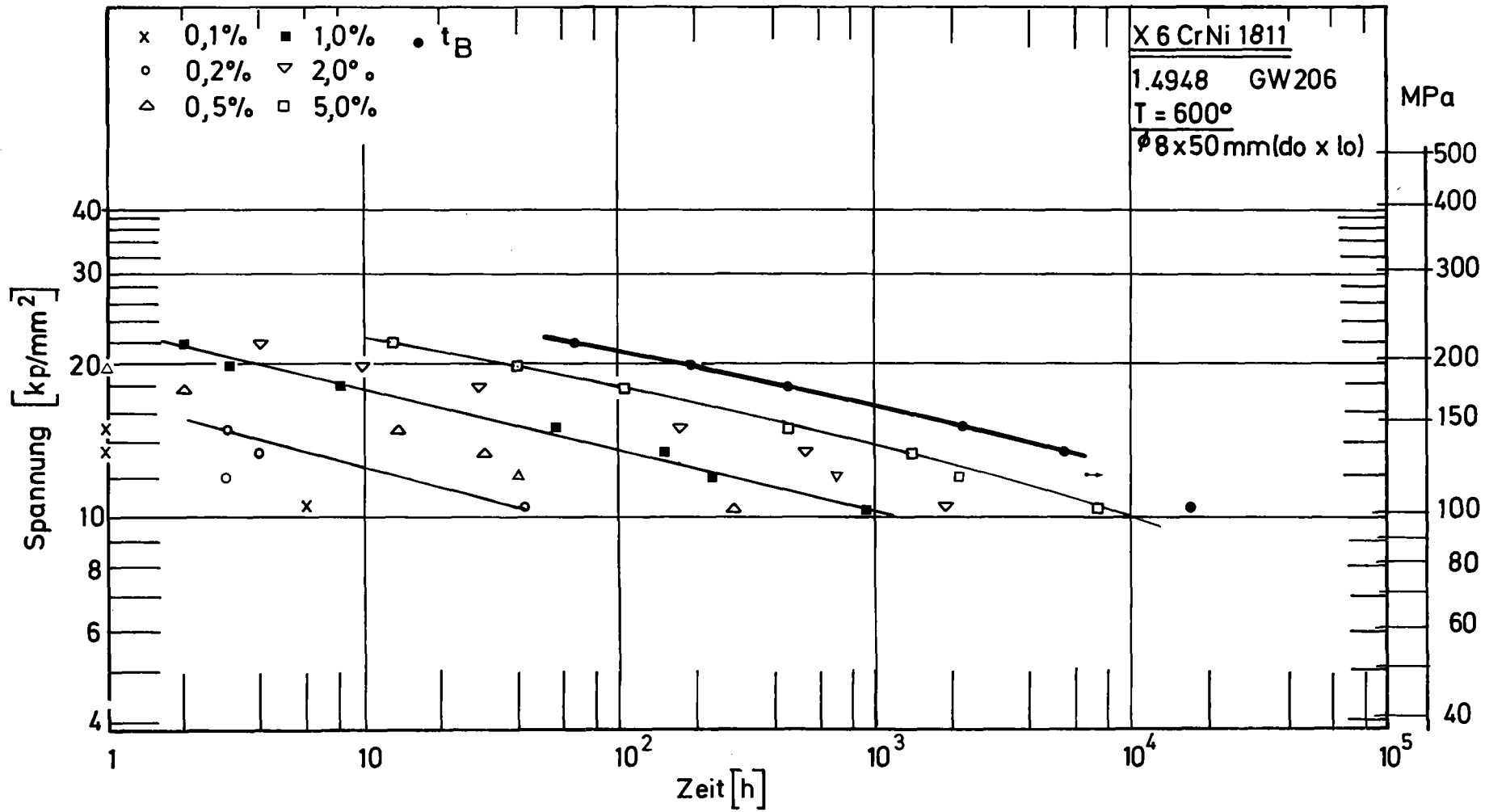


Bild 7: Zeit - Dehngrenzen und Standzeit

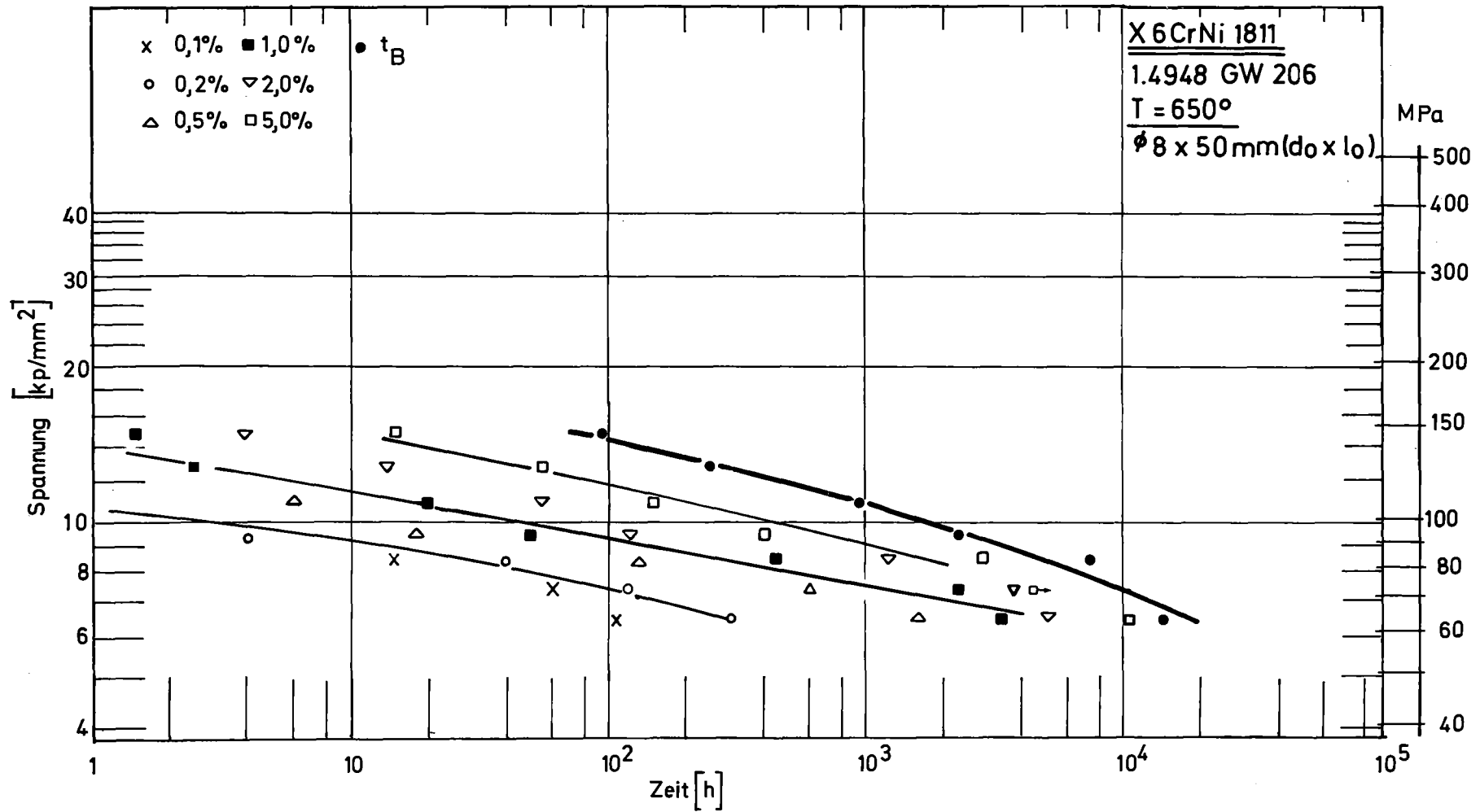


Bild 8: Zeit - Dehngrenzen und Standzeit

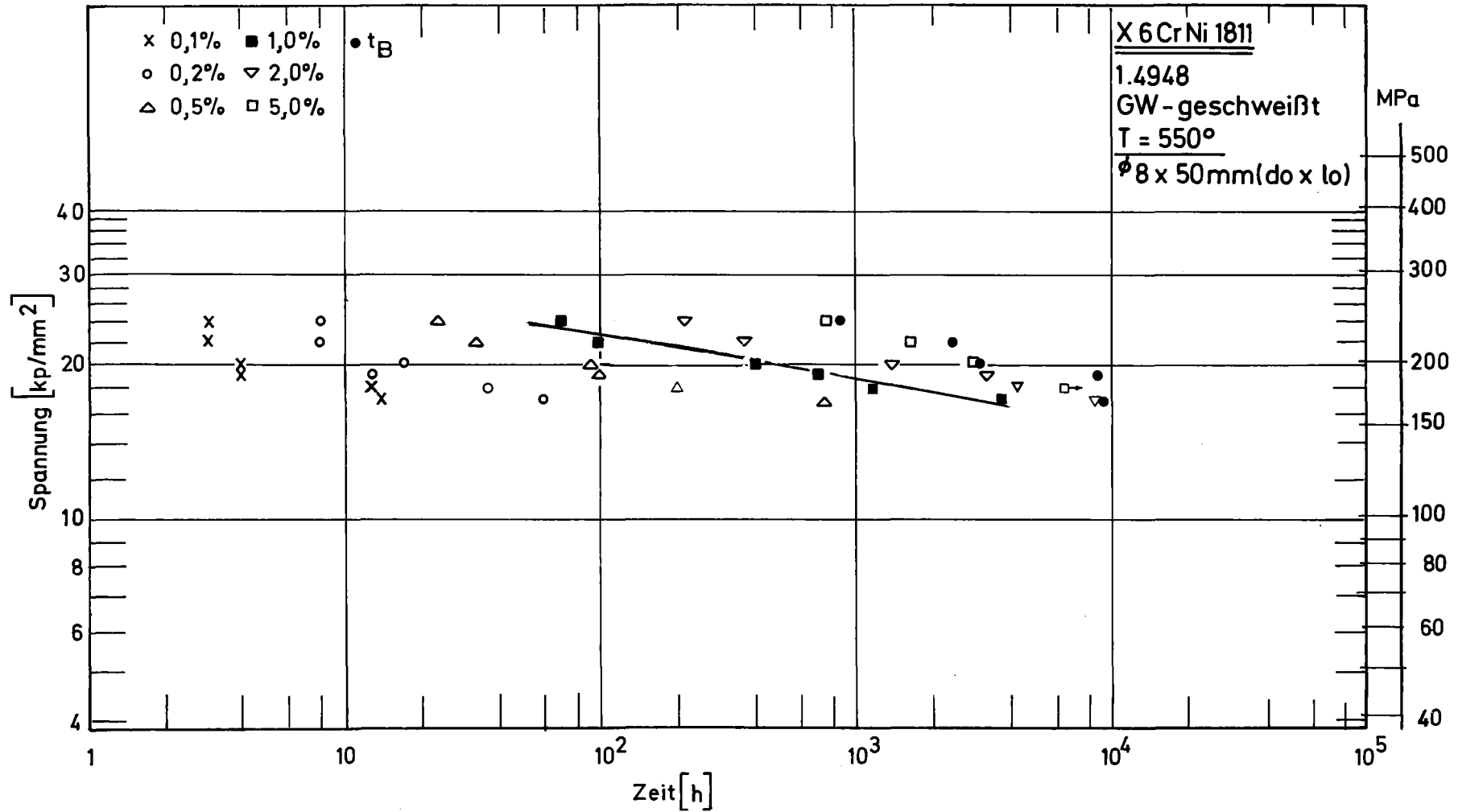


Bild 9: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

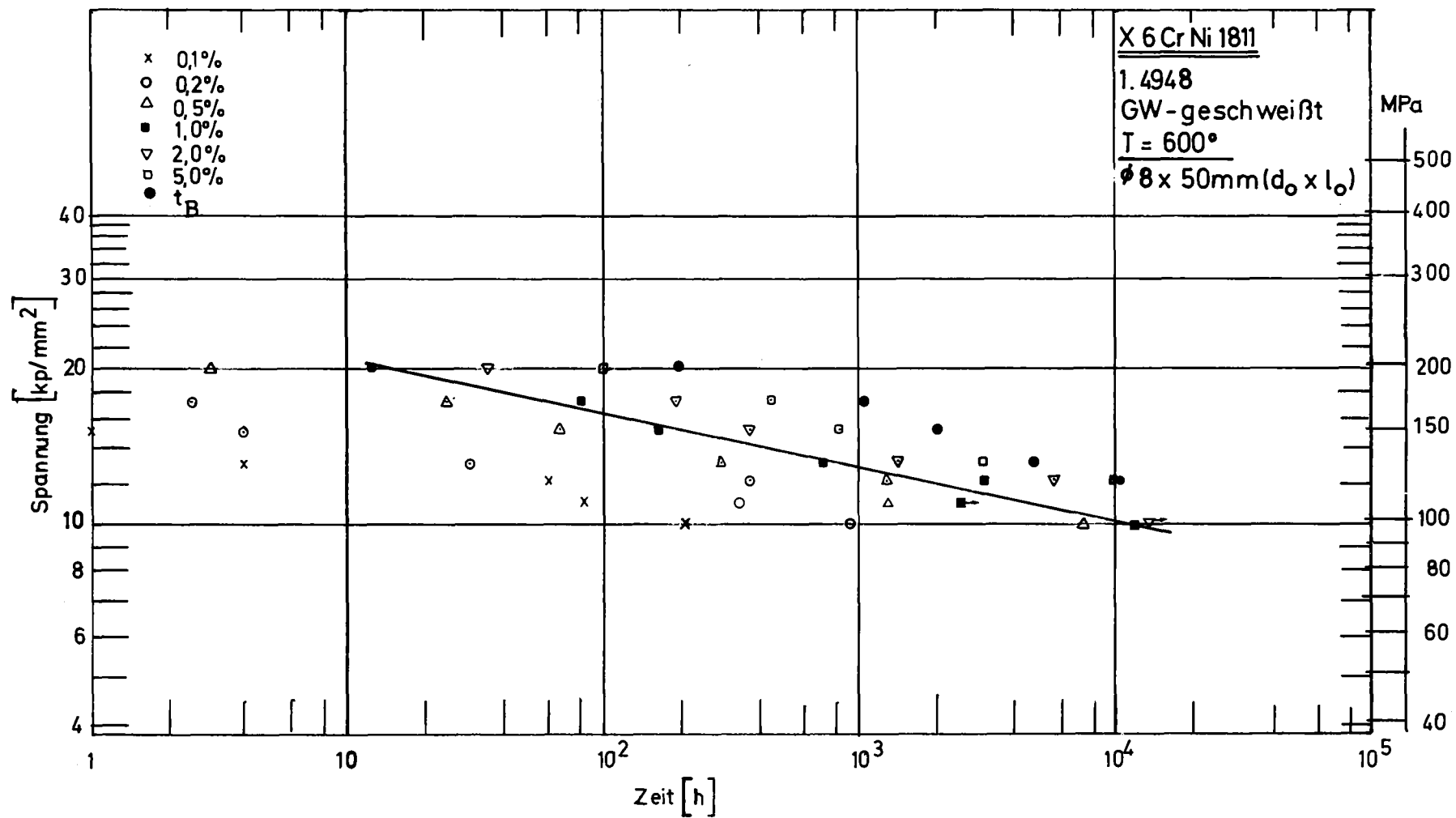


Bild 10: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

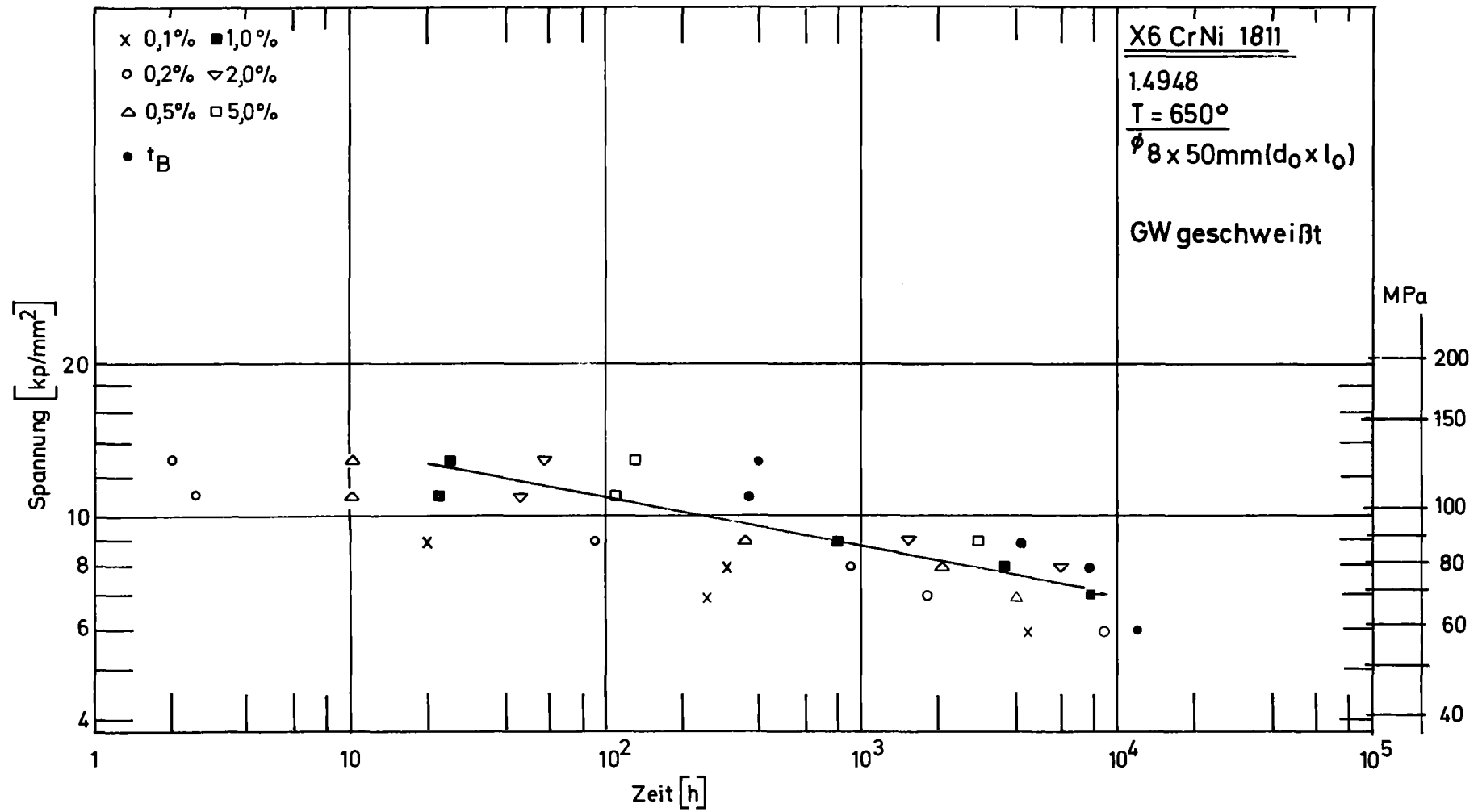


Bild 11: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

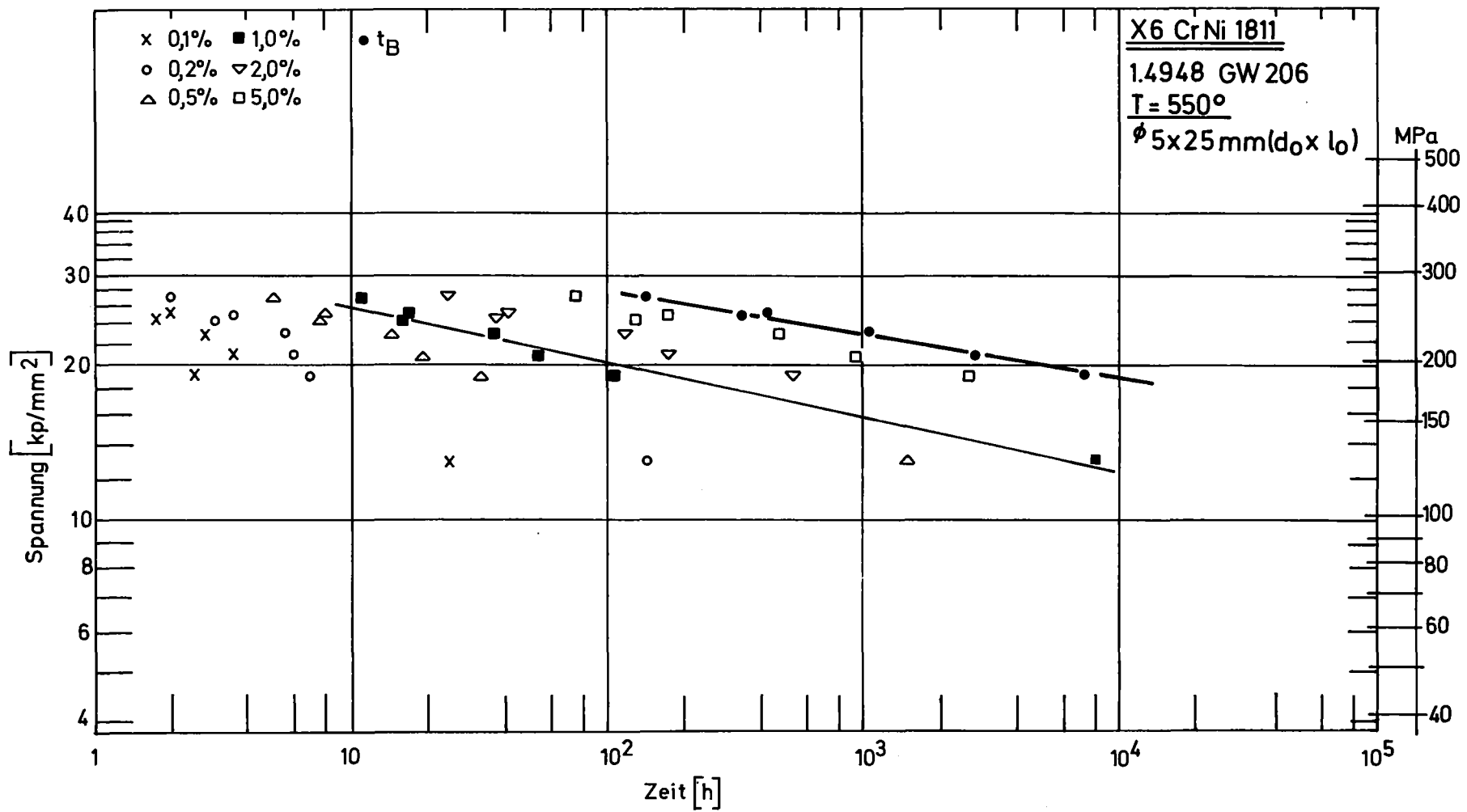


Bild 12: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

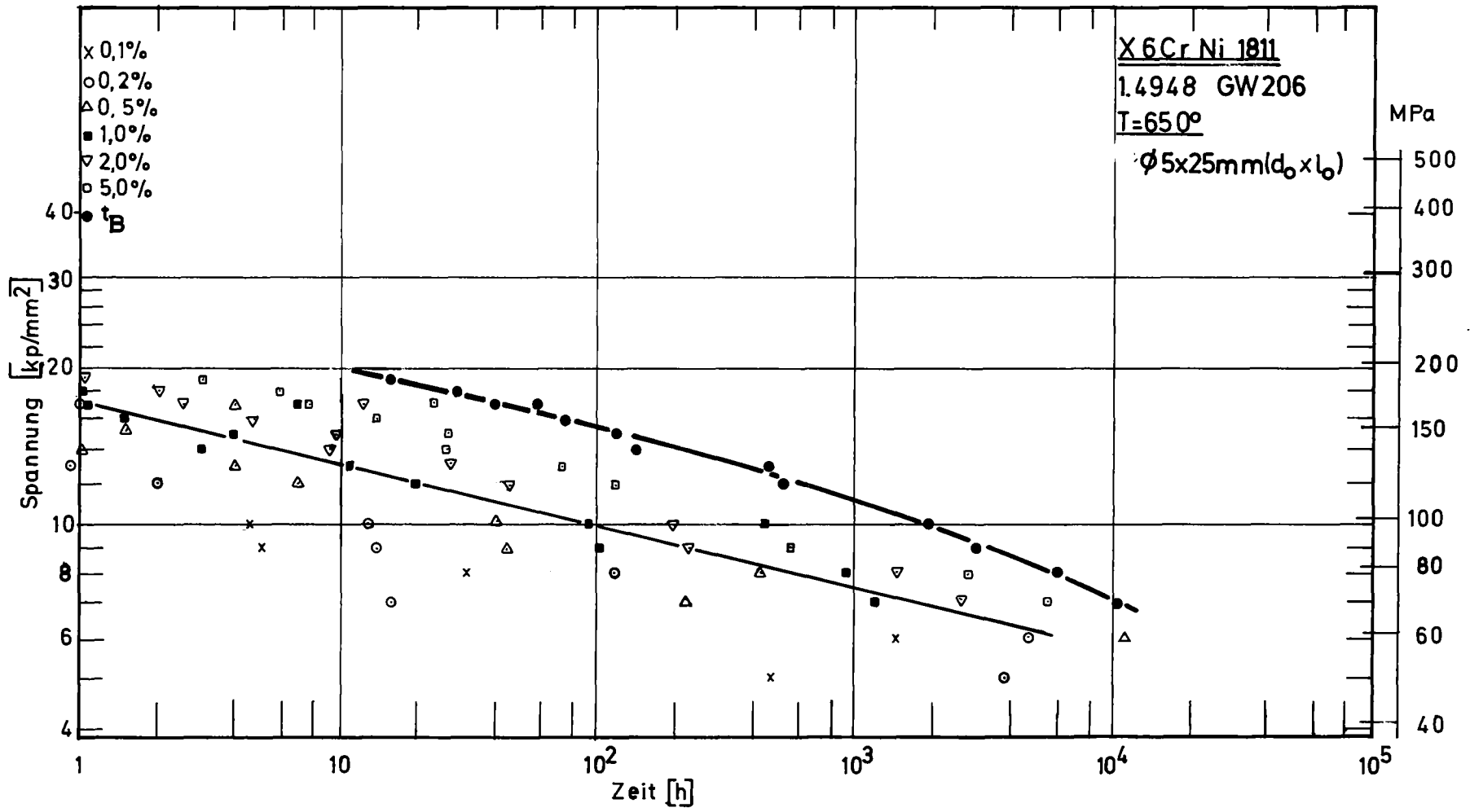


Bild 13: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

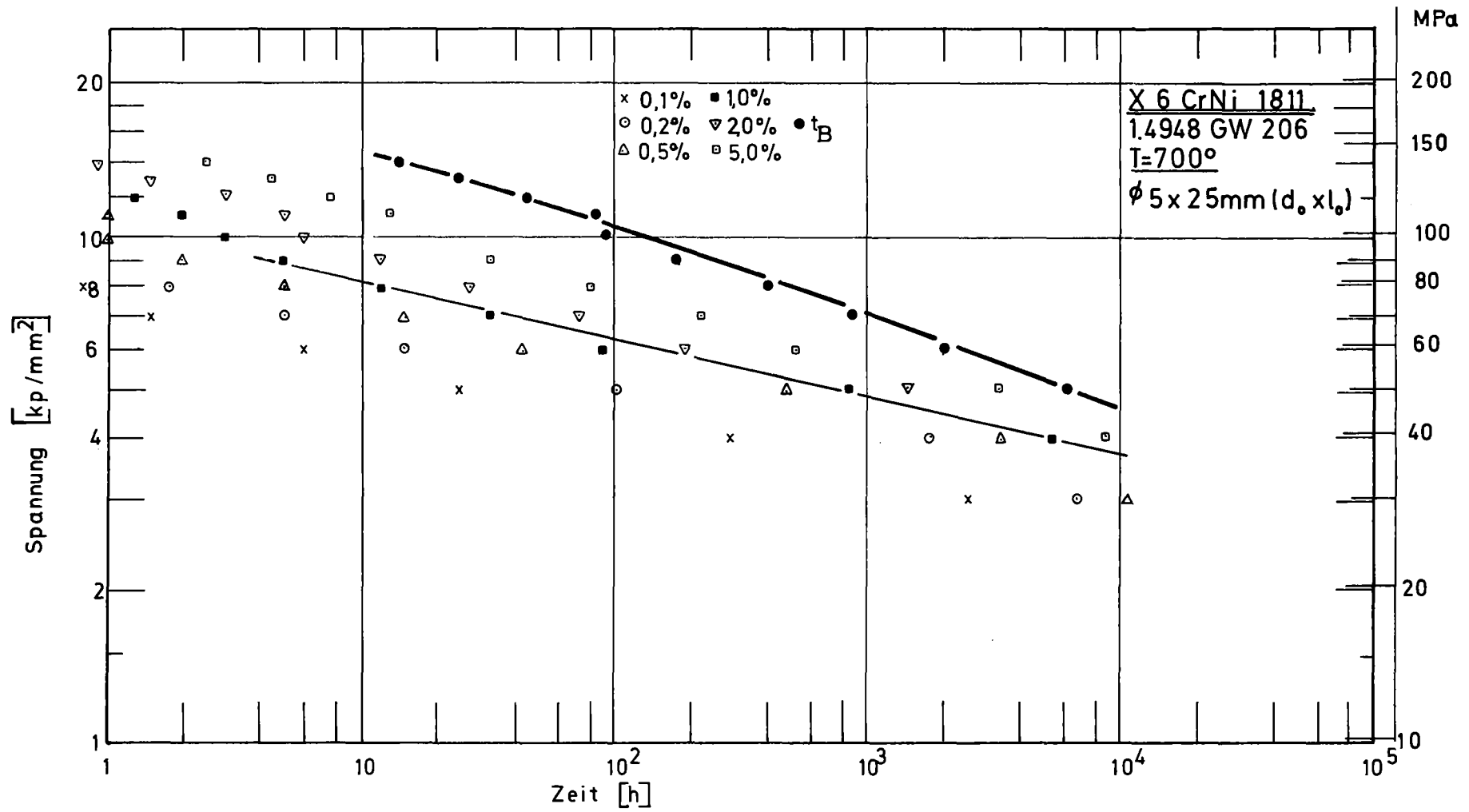


Bild 14: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

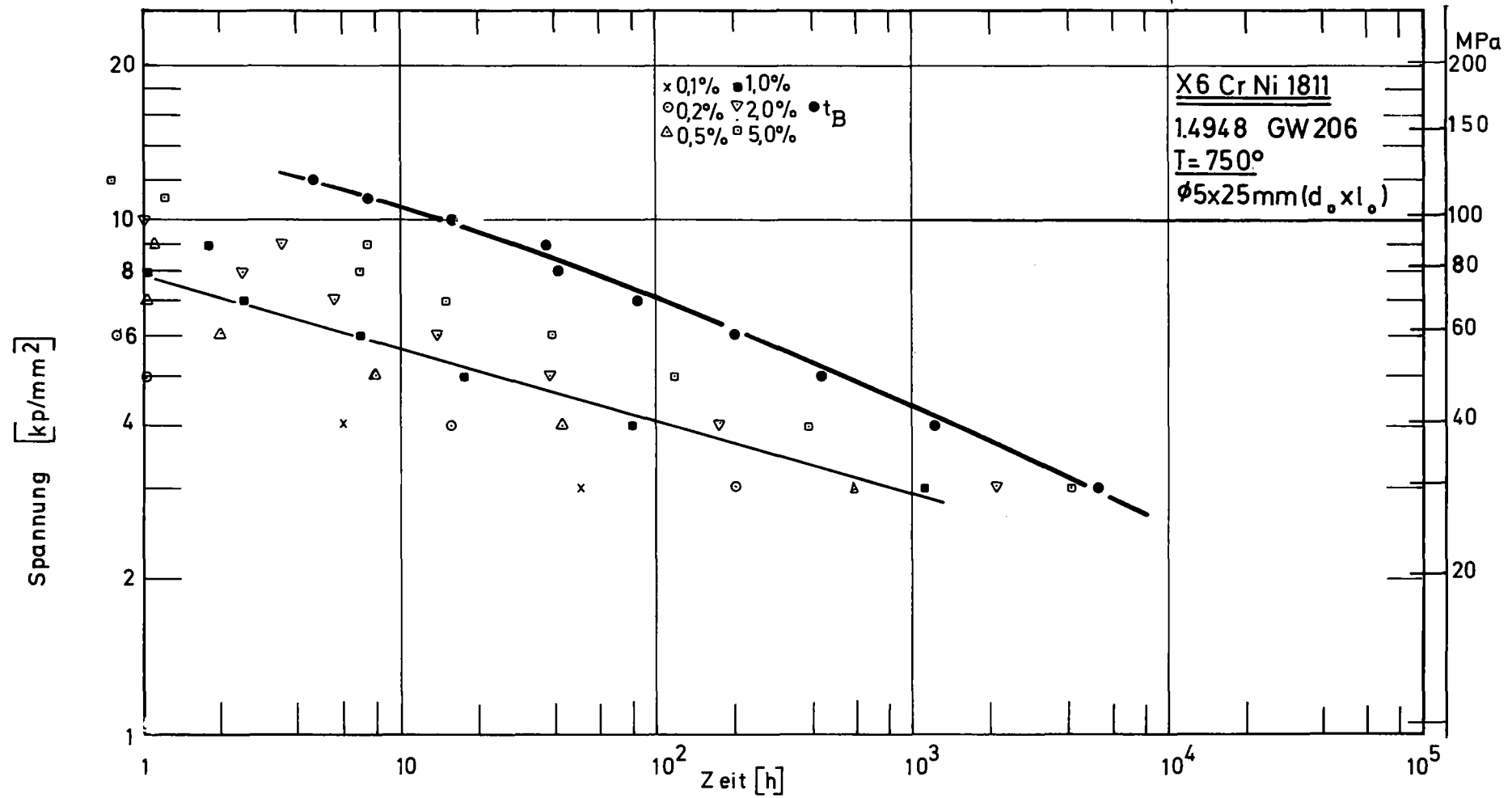


Bild 15: Zeit-Dehngrenzen und Standzeit

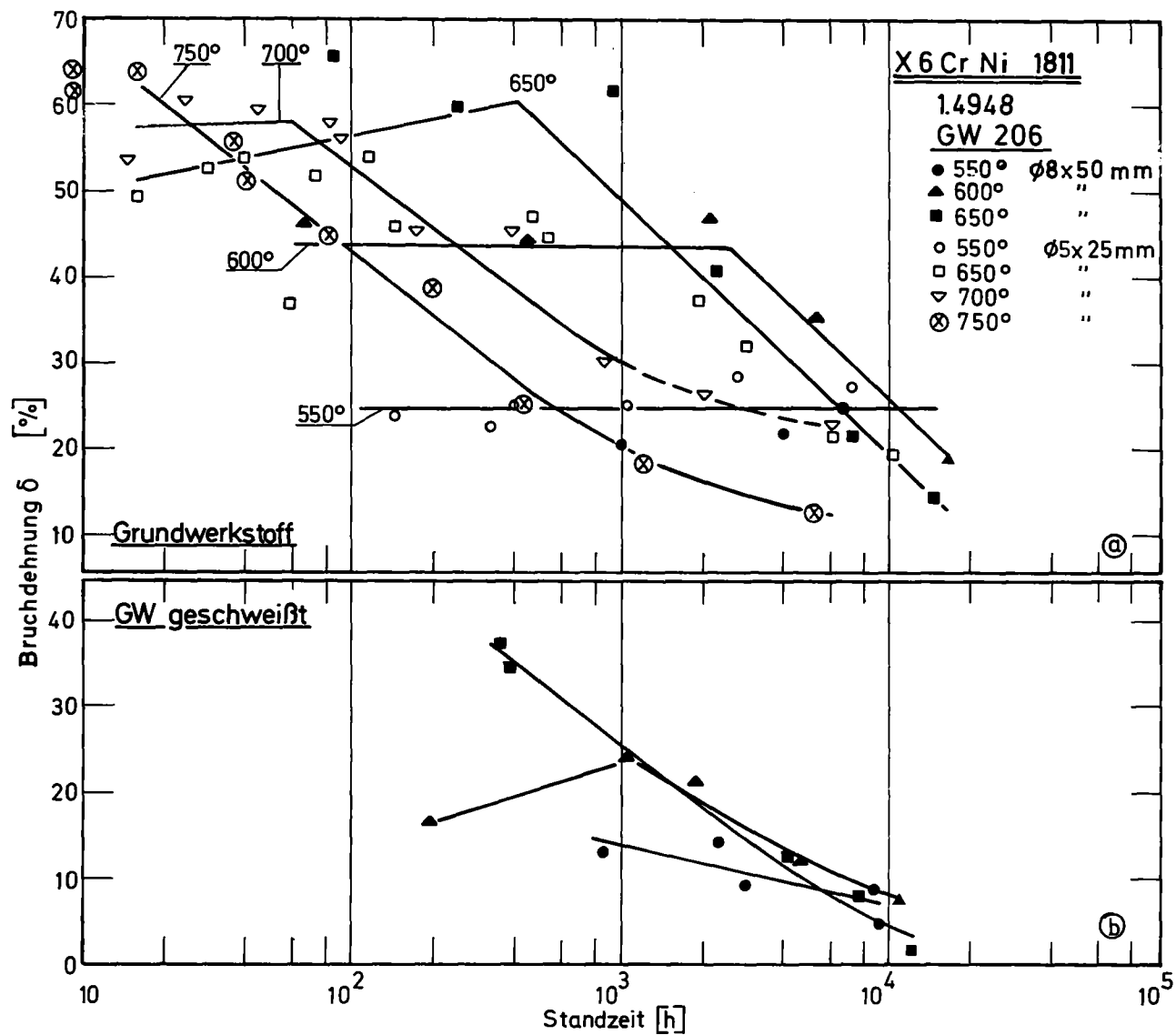


Bild 16 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

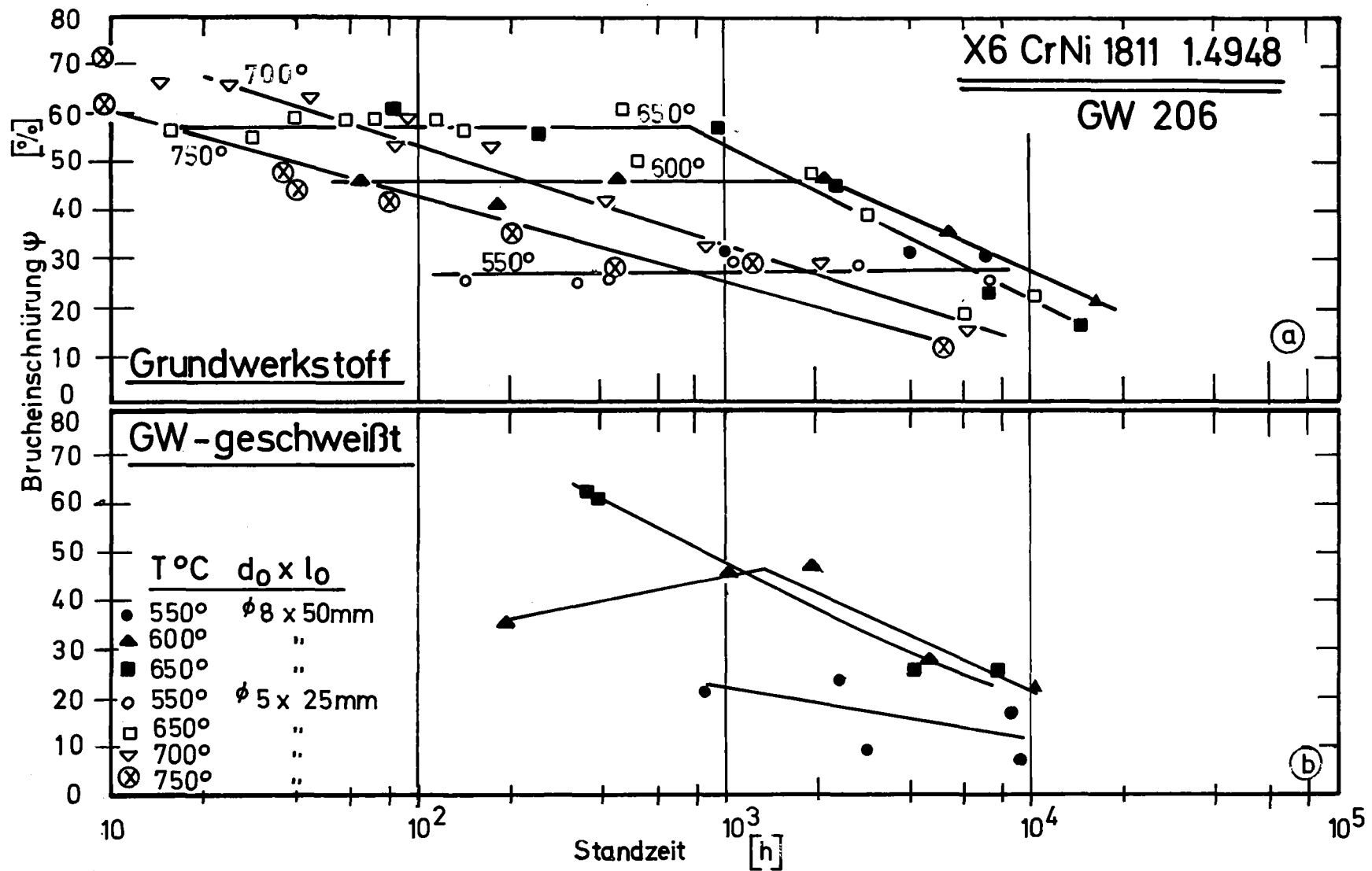


Bild 17: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

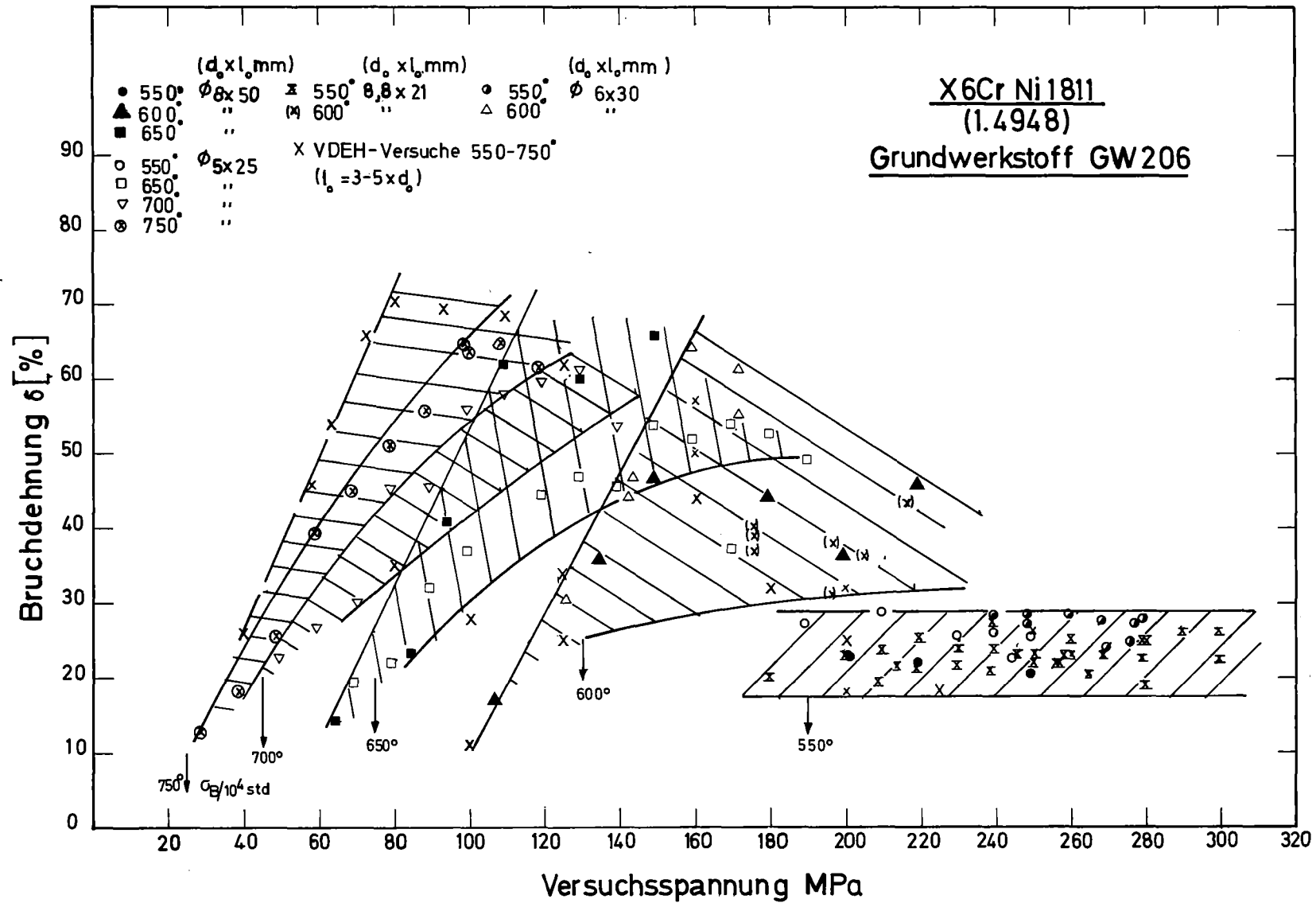


Bild 18: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

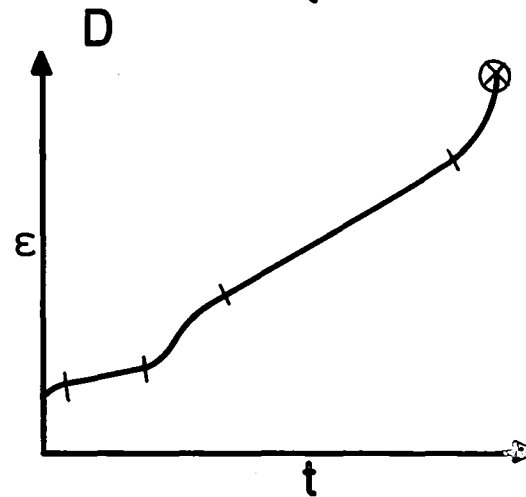
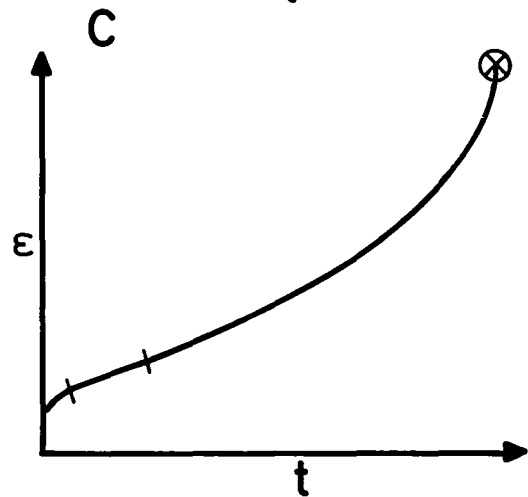
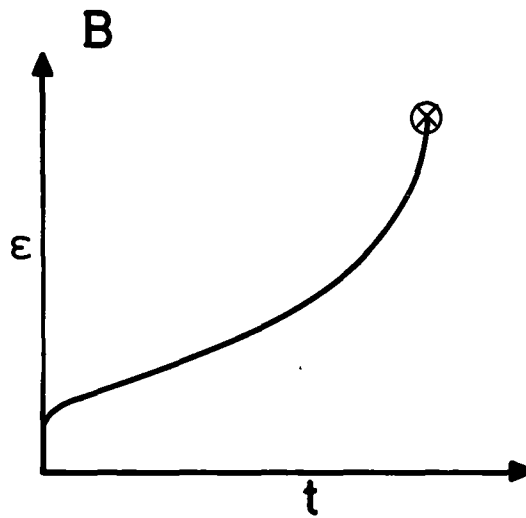
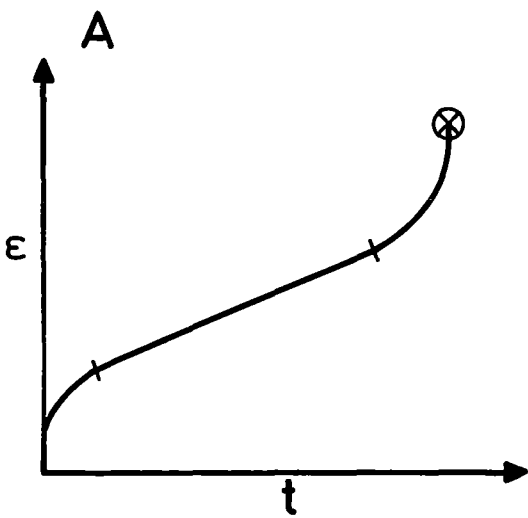
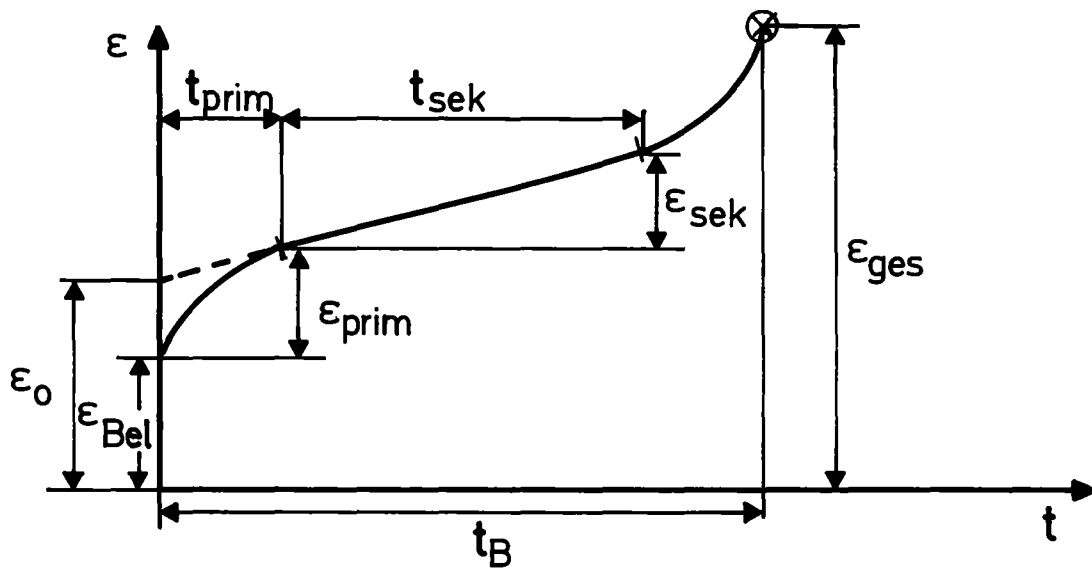


Bild 19: Schematische Darstellung verschiedener Kriechkurven-Typen

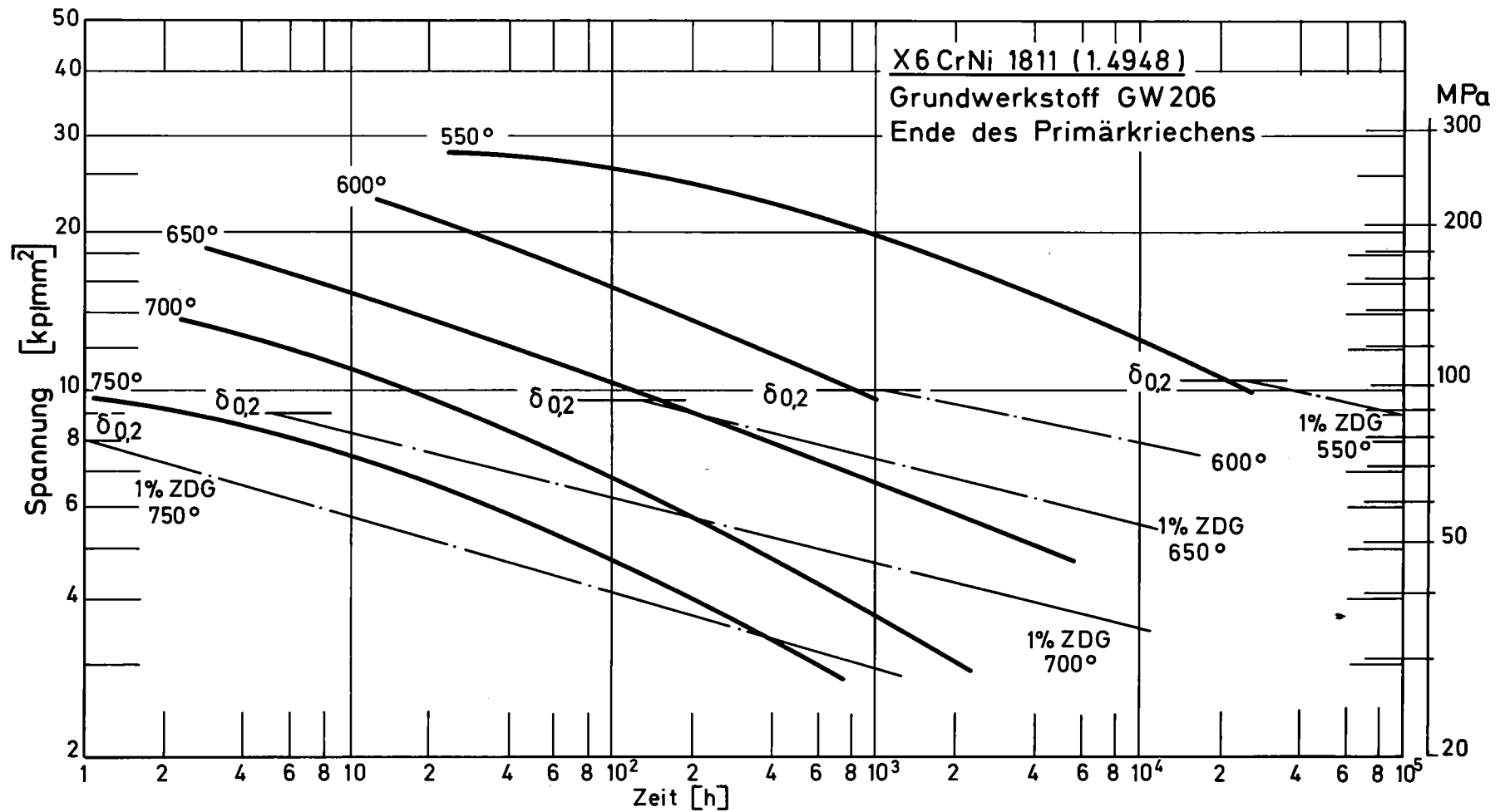


Bild 20: Zeitlicher Anteil des Primärkriechens in Relation zur 1% Zeit - Dehngrenze (ZDG) in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

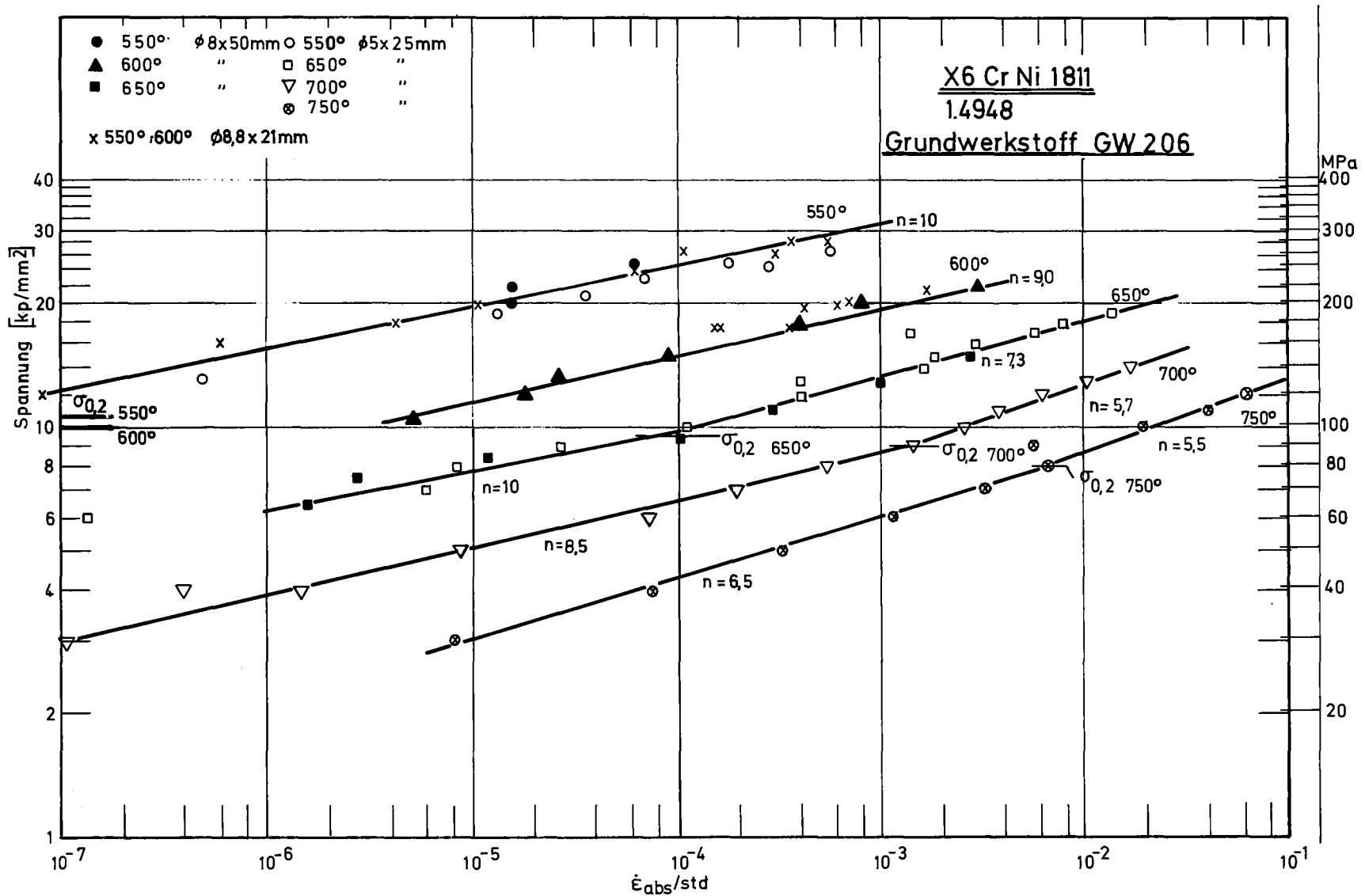


Bild 21 : Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

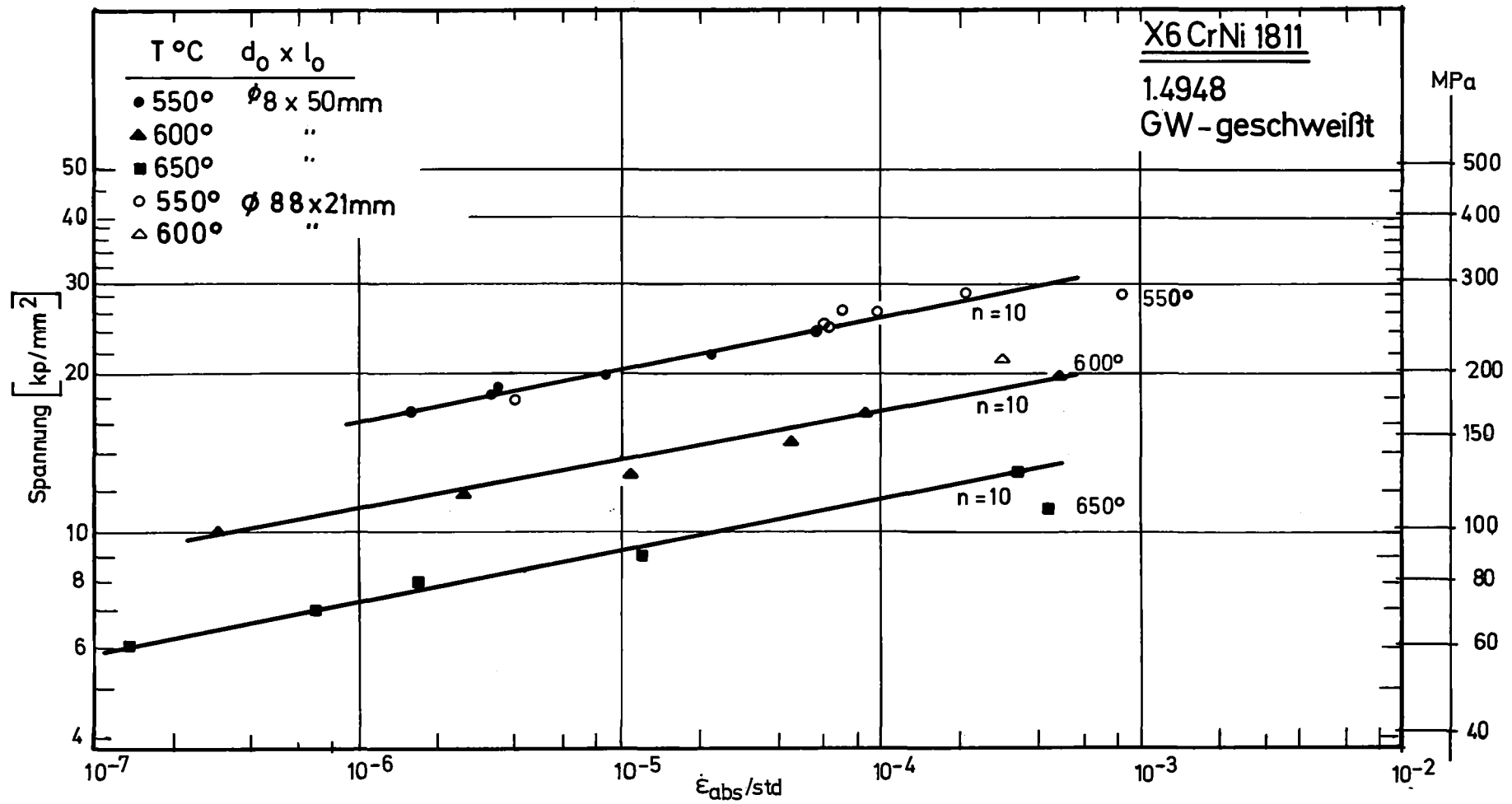


Bild 22: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

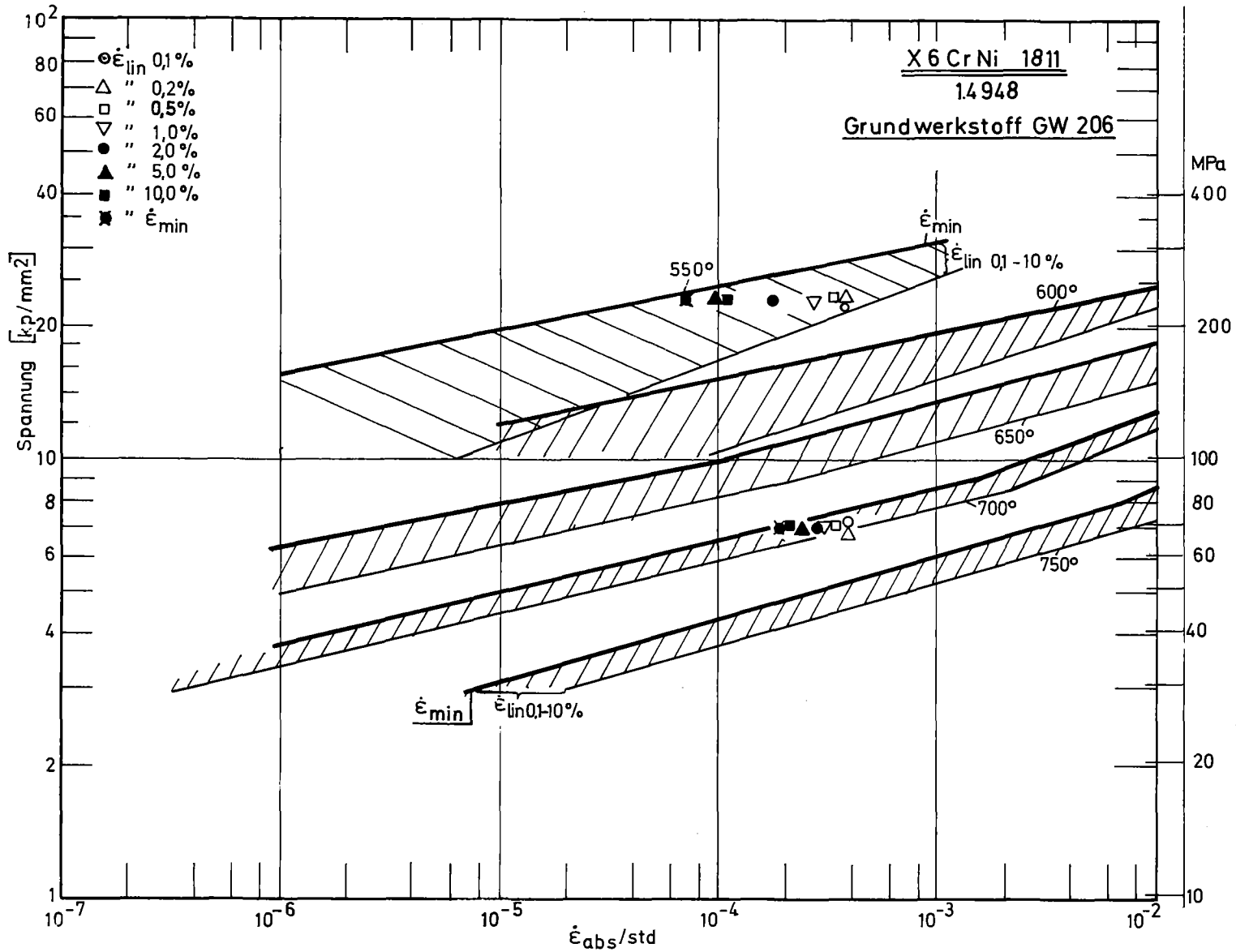


Bild 23: Bereiche für lineare Kriechgeschwindigkeit der Zeit-Dehngrenze (0,1-10%) und minimale Kriechgeschwindigkeit

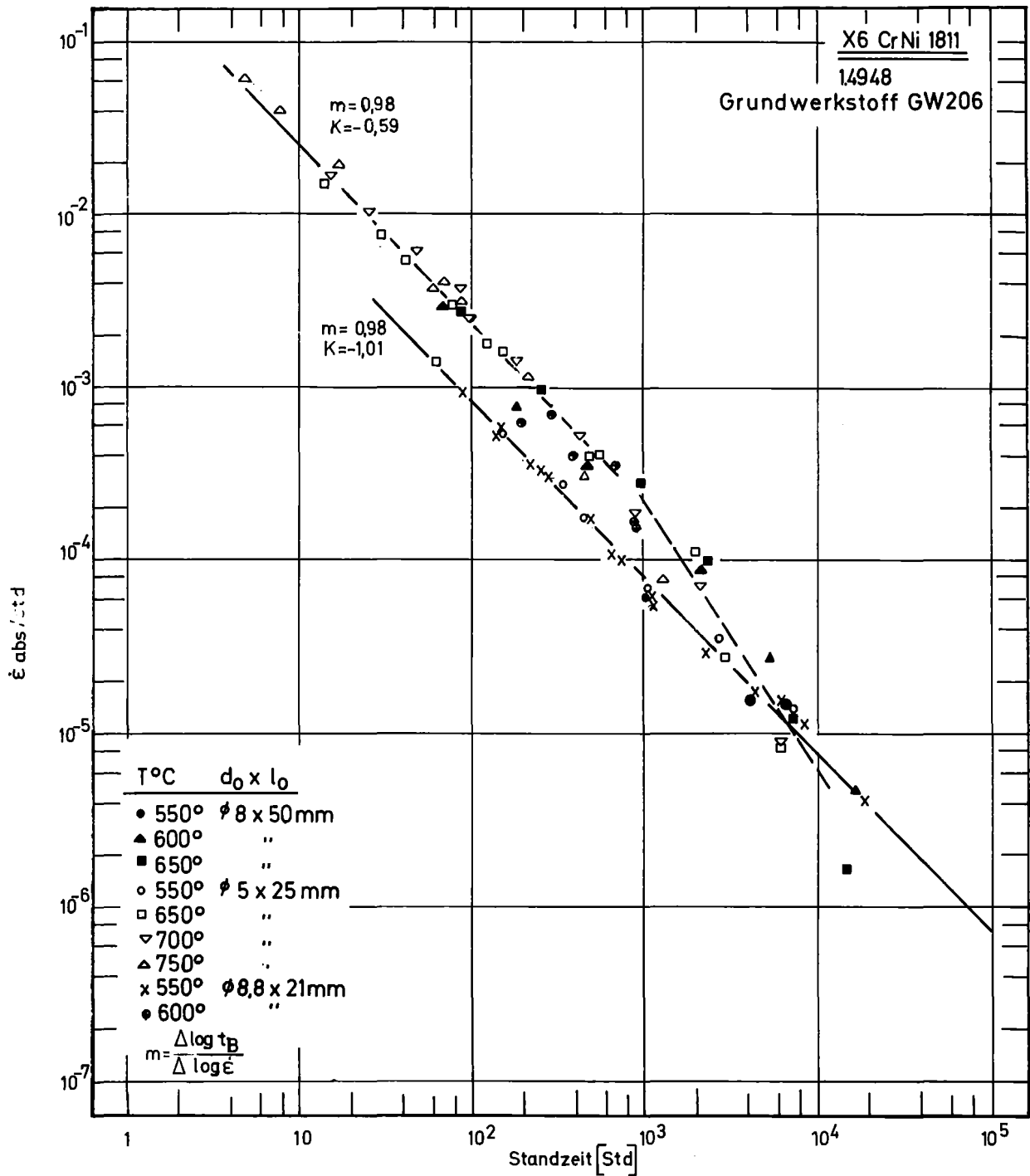


Bild 24: Standzeit in Abhängigkeit von der minimalen Kriechgeschwindigkeit

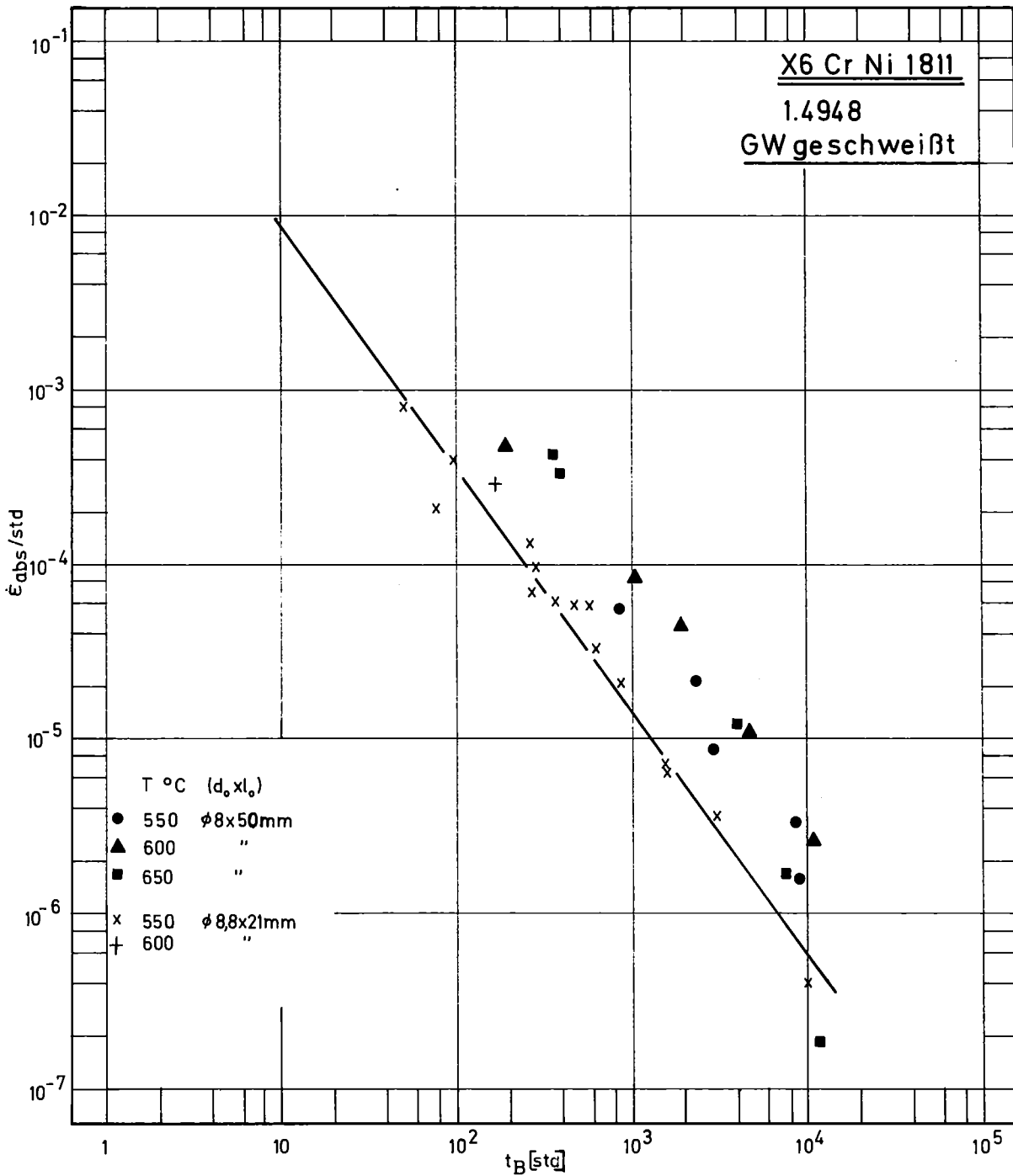
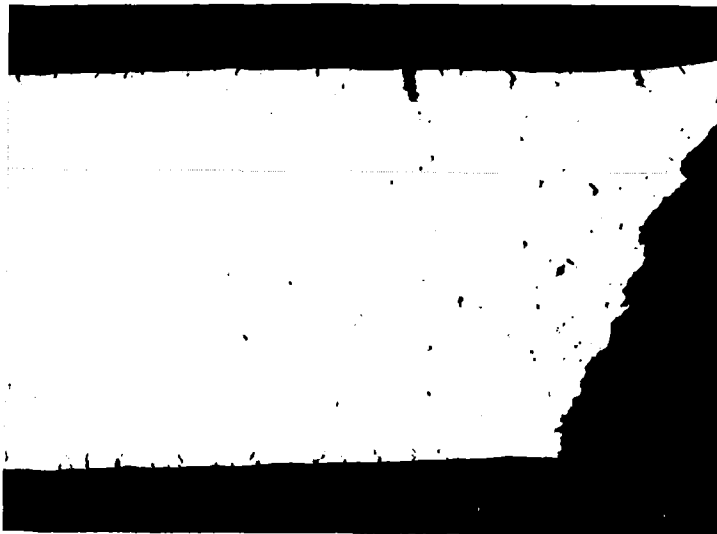


Bild 25: Standzeit in Abhängigkeit von der minimalen Kriechgeschwindigkeit

X 6 CrNi 1811 1.4948

GW 206

Bild 26



550° 27 kp/mm²

146 std

(∅ 5x25)

34327

x15



550° 23 kp/mm²

1080 std

34331



550° 18 kp/mm²

18 414 std

(∅ 8,8x21)

32569

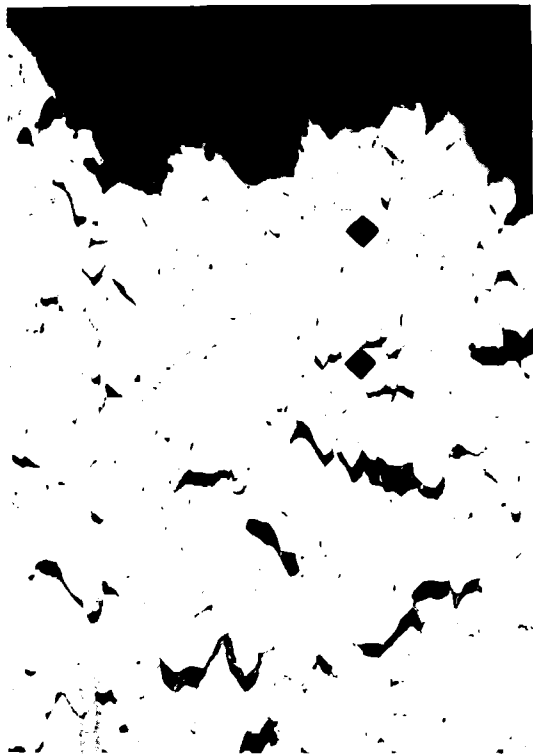
X 6 CrNi 1811 1.4948

GW 206

Bild 27

600° 13,5 kp/mm² 5360 std

650° 7 kp/mm² 10 338 std



EP 26

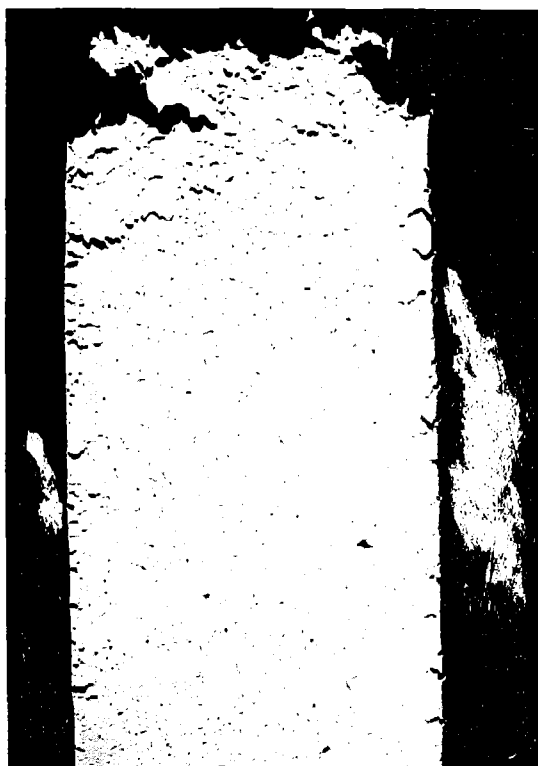
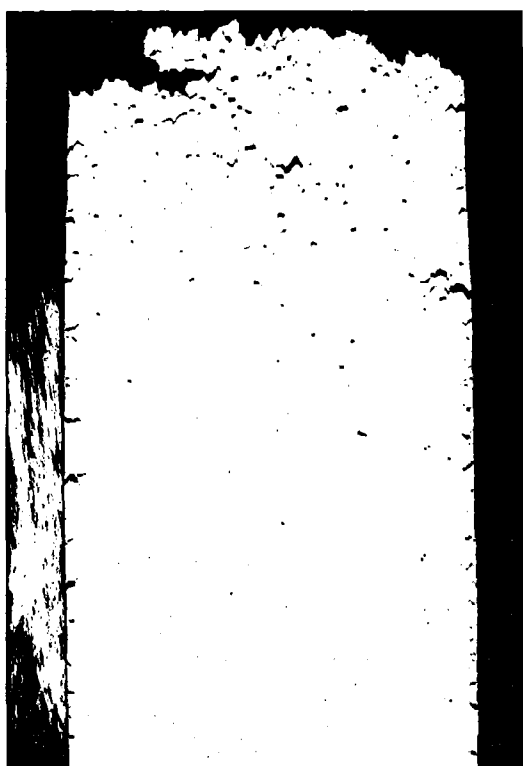
x50

38989

x15

700° 5 kp/mm² 6035 std

750° 3 kp/mm² 5268 std



35759

x15

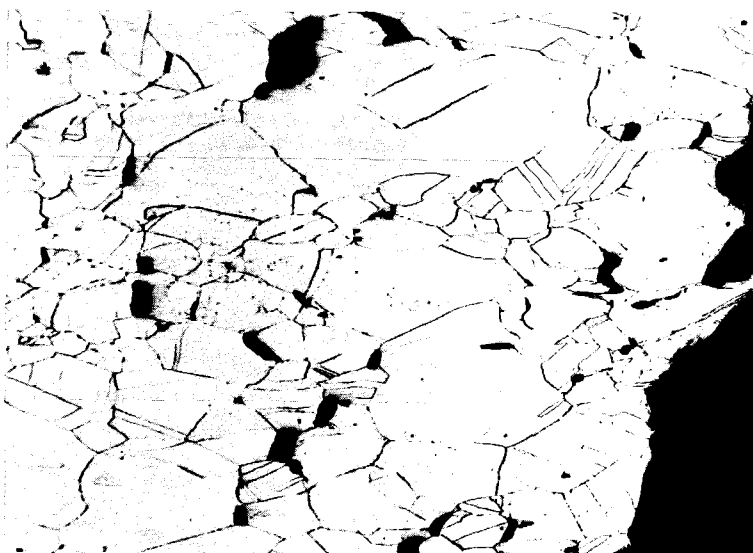
38985

x15

X 6 CrNi 1811 1.4948

GW 206

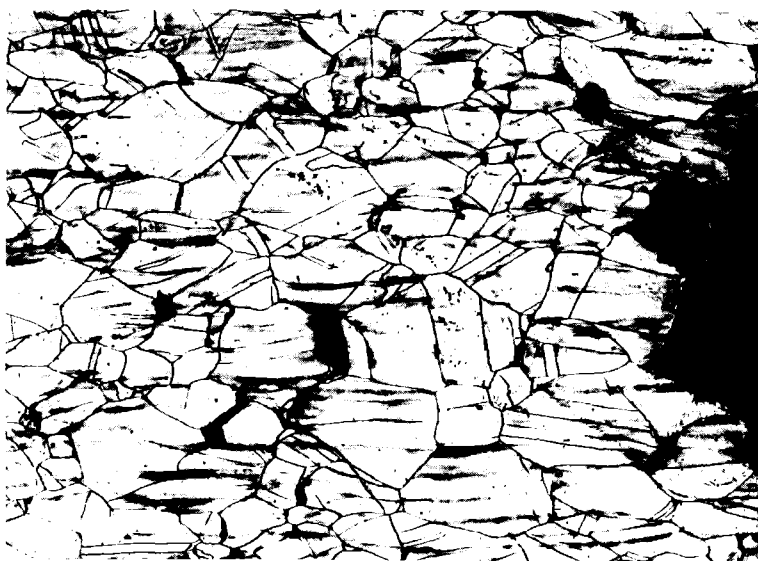
Bild 28



550° 27 kp/mm²

146 std

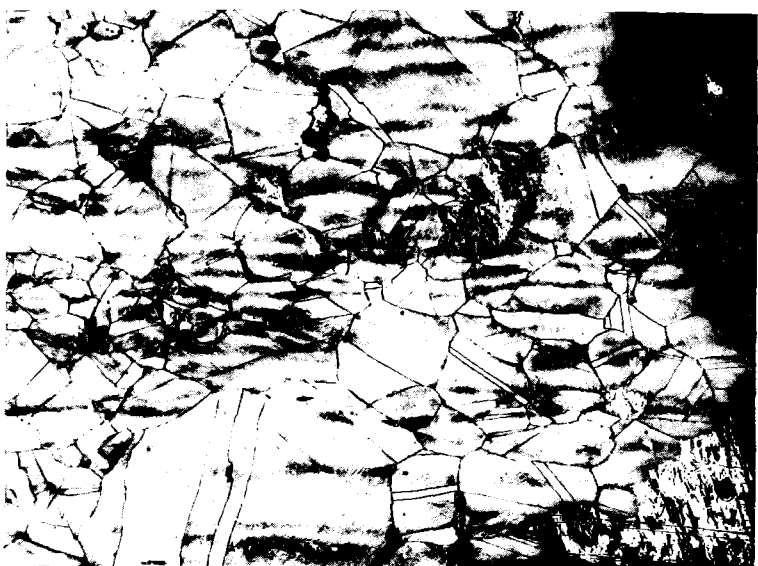
34328



550° 23 kp/mm²

1080 std

26914



550° 18 kp/mm²

18 414 std

32570

x100

X 6 CrNi 1811 1.4948

GW 206

Bild 29

Bruchzone

600° 13,5 kp/mm² 5360 std

650° 7 kp/mm² 10 338 std



EP 26

x400

38990

x100

700° 5 kp/mm² 6035 std

750° 3 kp/mm² 5286 std



35760

x100

38986

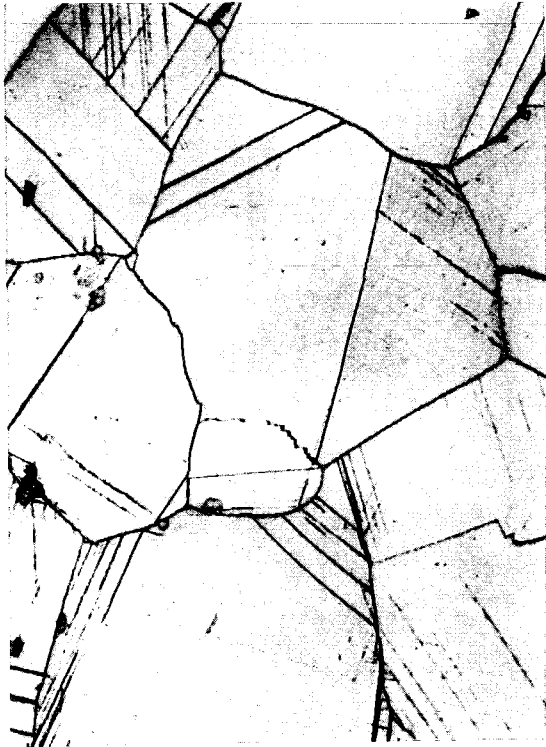
x100

X 6 CrNi 1811 1.4948 GW 206

Bild 30

550° 21 kp/mm² 2770 std
Kopf

550° 18 kp/mm² 18 414 std
Kopf



38015



32573

Meßlänge



38014



32571

x500

X 6 CrNi 1811

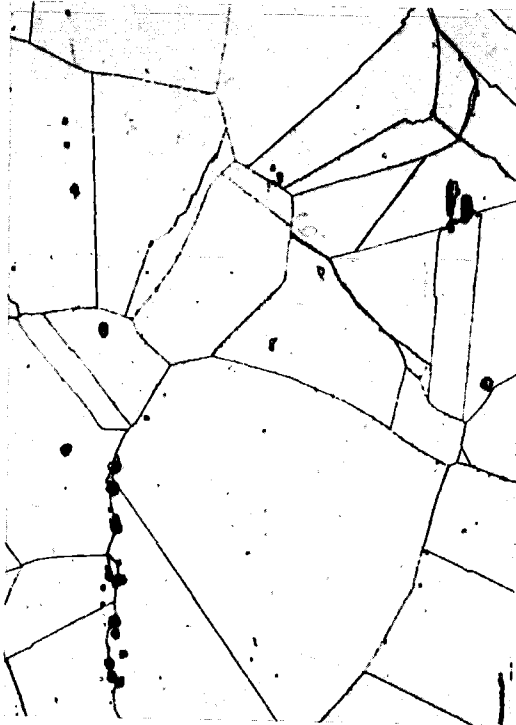
1.4948

GW 206

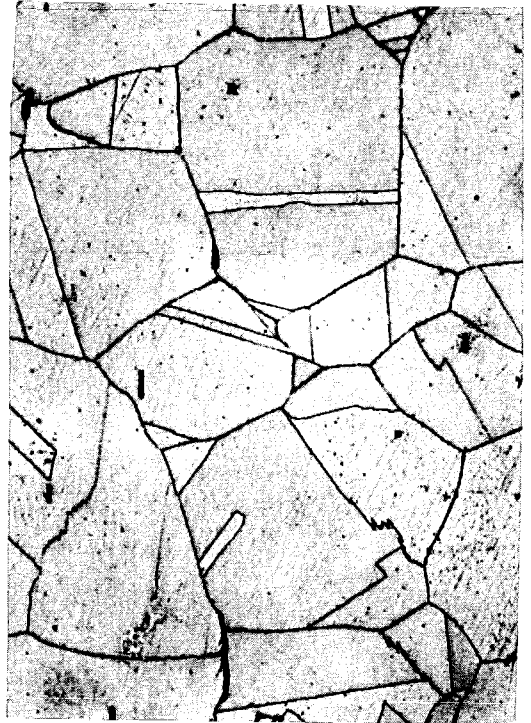
Bild 31

Probenkopf

600° 22 kp/mm² 66 std



600° 18 kp/mm² 460 std

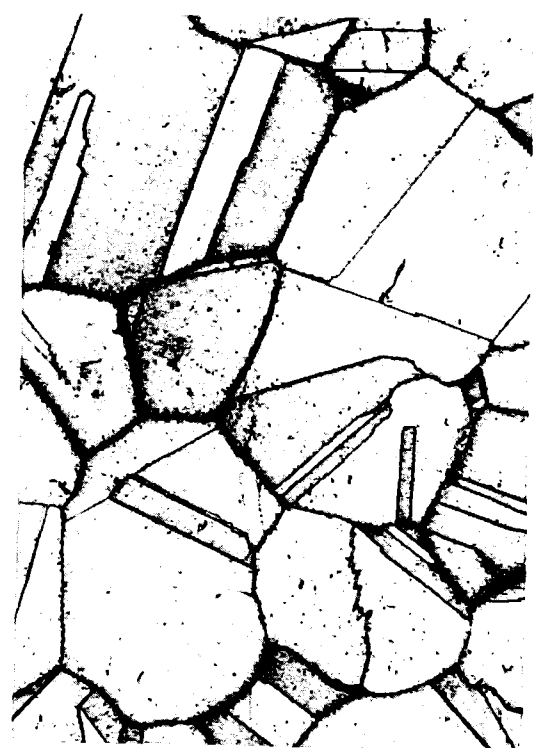
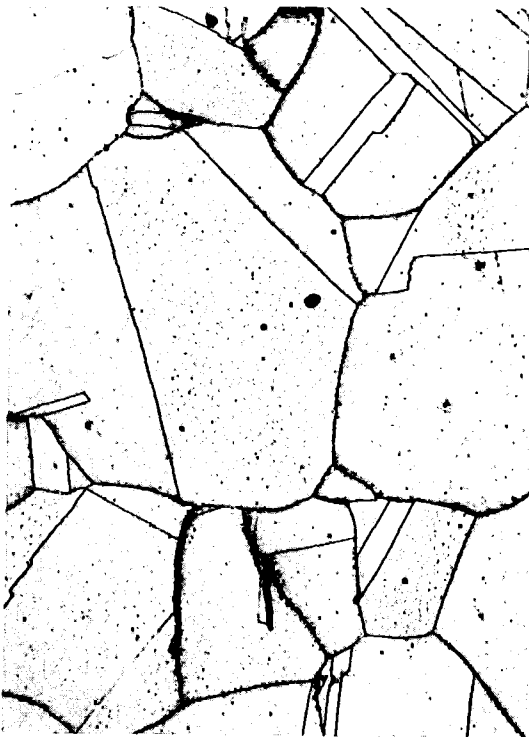


EP 4

EP 8

600° 15 kp/mm² 2165 std

600° 13,5 kp/mm² 5360 std



EP 12

EP 26

x400

X 6 CrNi 1811

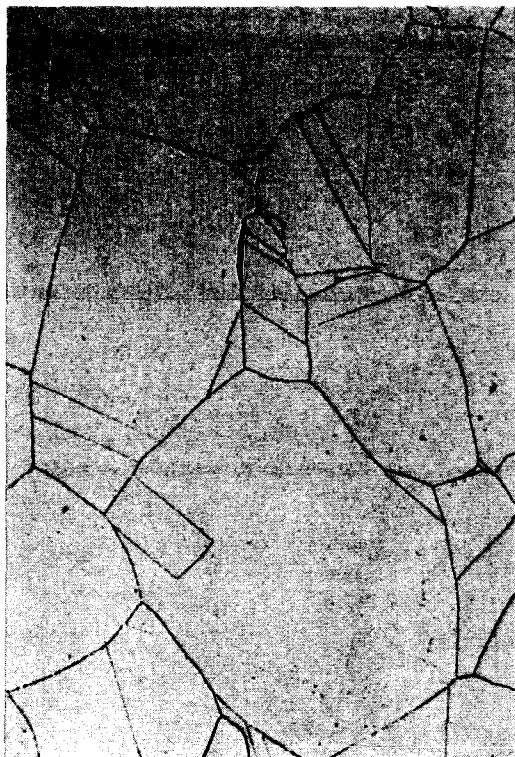
1.4948

GW 206

Bild 32

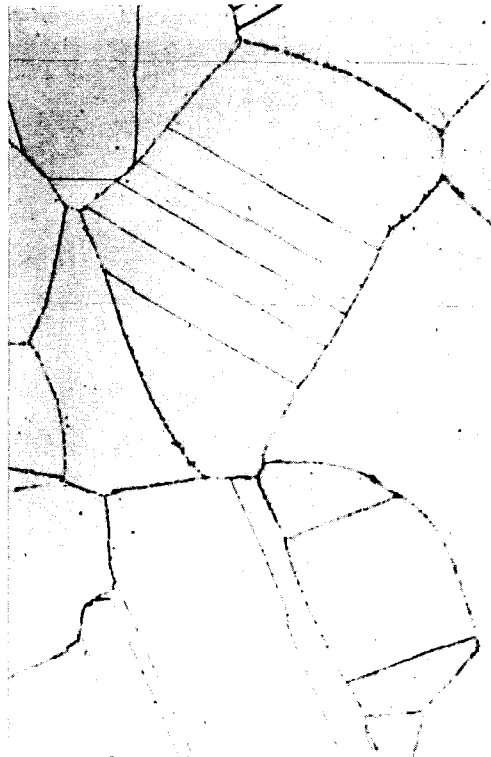
Probenkopf

650° 19 kp/mm² 16 std.



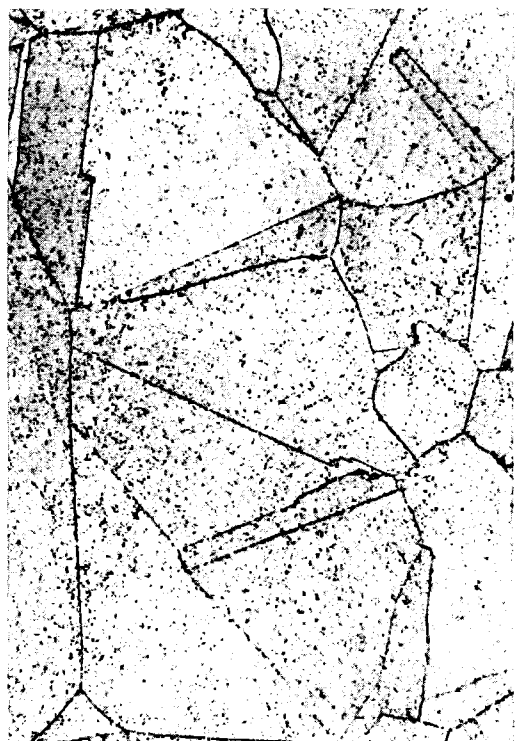
34338

650° 12 kp/mm² 527 std.



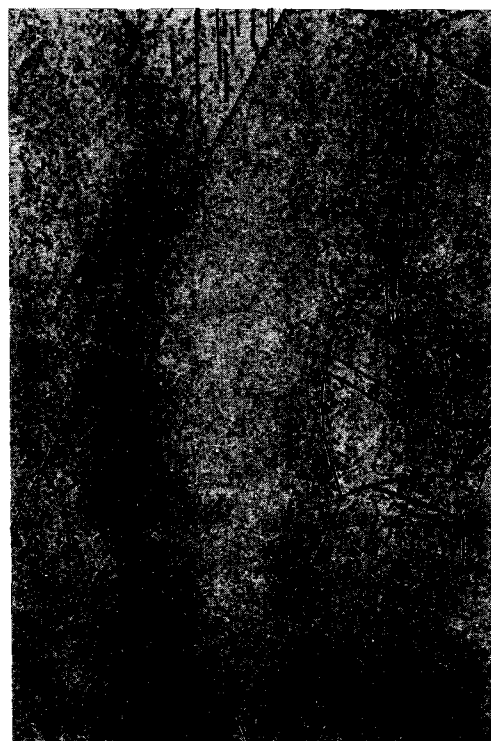
34346

650° 10 kp/mm² 1923 std.



34350

650° 7 kp/mm² 10 338 std.



38992

x500

X 6 CrNi 1811

1.4948

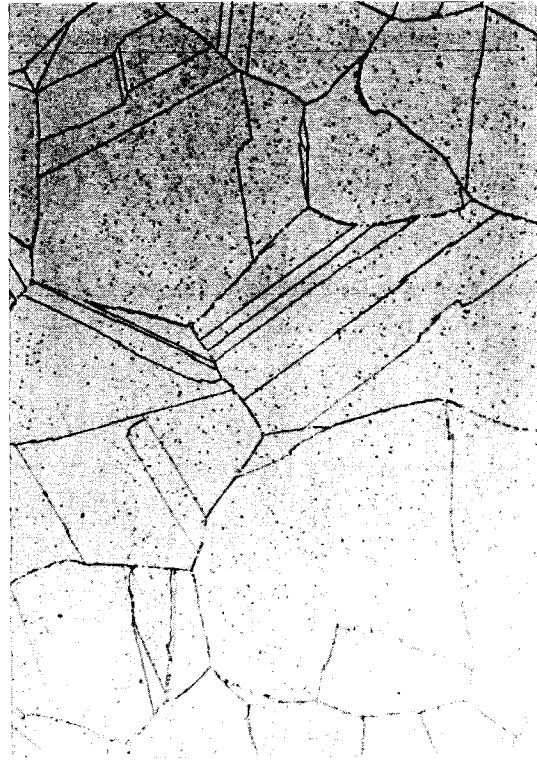
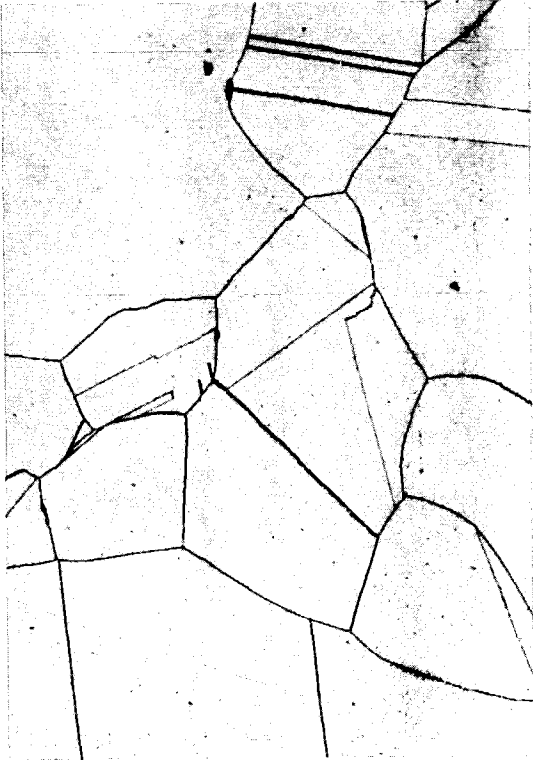
GW 206

Bild 33

Probenkopf

700° 13 kp/mm² 24 std

700° 8 kp/mm² 407 std

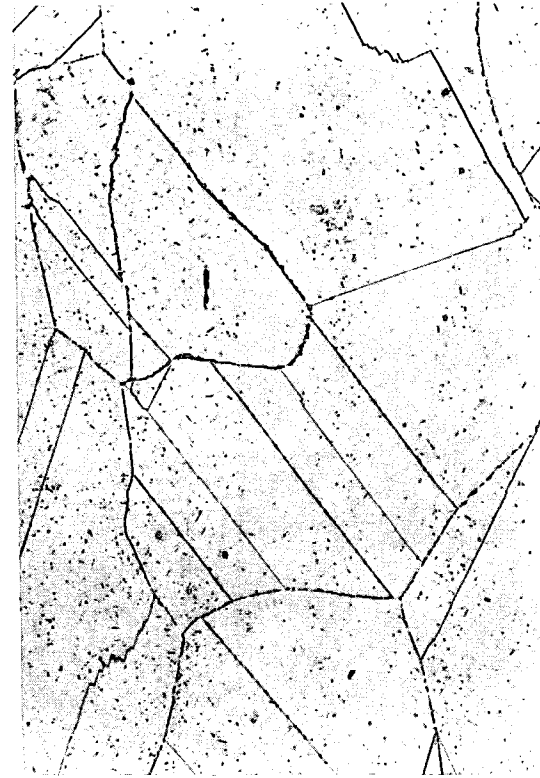
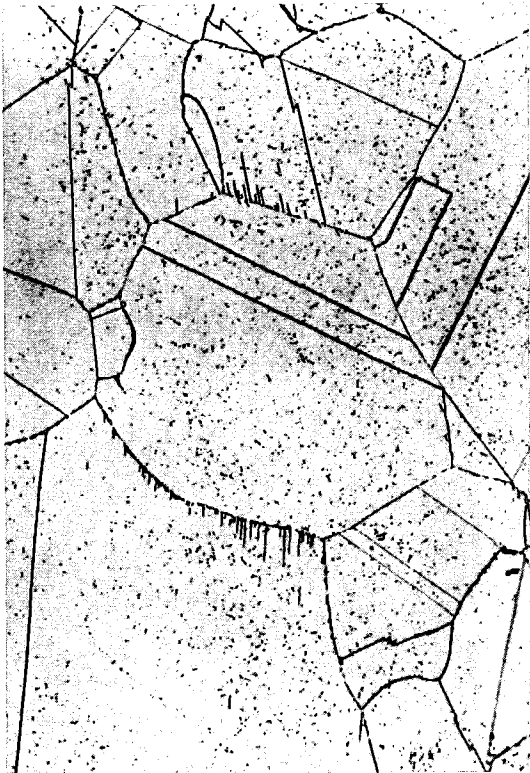


38035

34362

700° 6 kp/mm² 2023 std

700° 5 kp/mm² 6035 std



34366

35762

x500

X 6 CrNi 1811

1.4948

GW 206

Bild 34

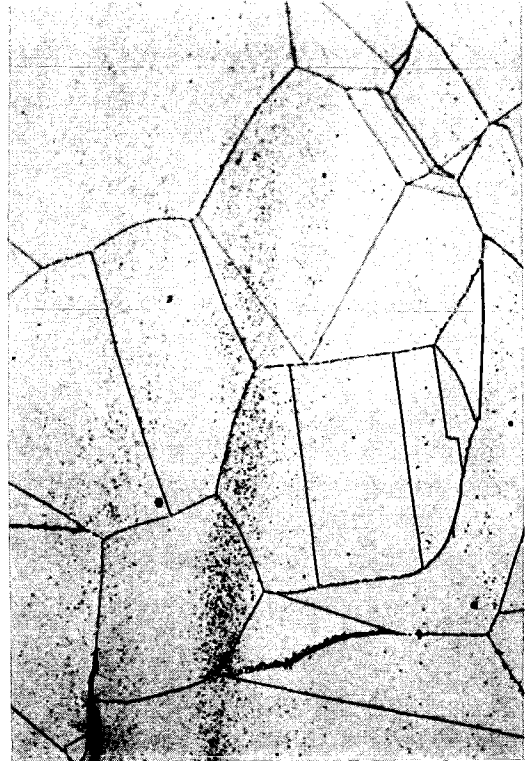
Probenkopf

750° 11 kp/mm² 7,3 std



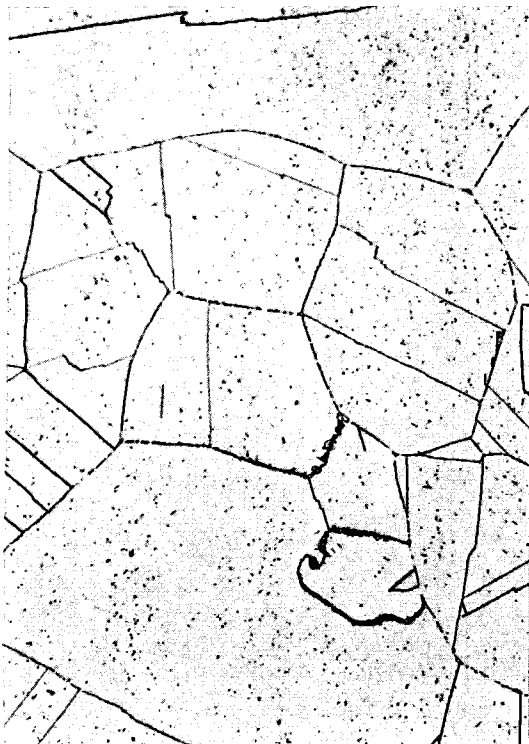
38047

750° 10 kp/mm² 16 std



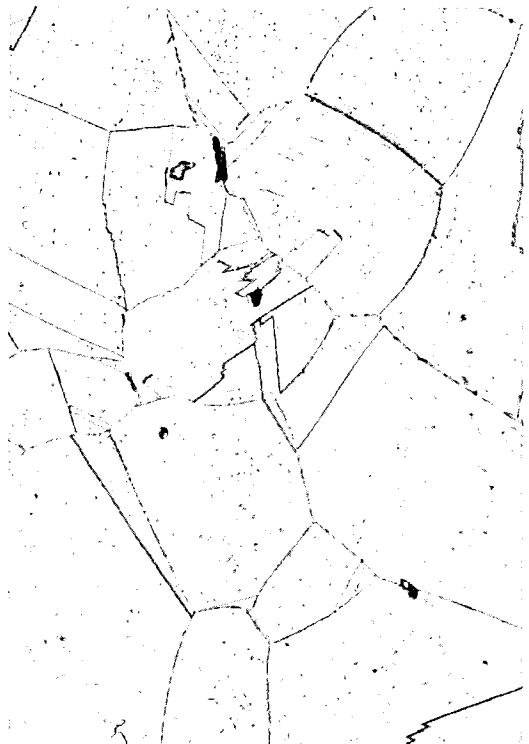
34374

750° 5 kp/mm² 440 std



34382

750° 3 kp/mm² 5268 std



38988

x500

X 6 CrNi 1811

1.4948

GW 206

Bild 35

Meßlänge

750° 11 kp/mm² 7,3 std

750° 10 kp/mm² 16 std

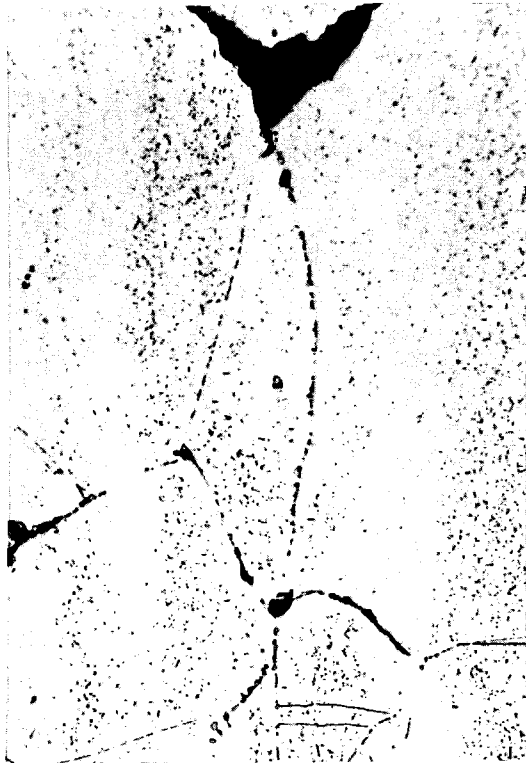


38046

34373

750° 5 kp/mm² 440 std

750° 3 kp/mm² 5268 std



34381

38987

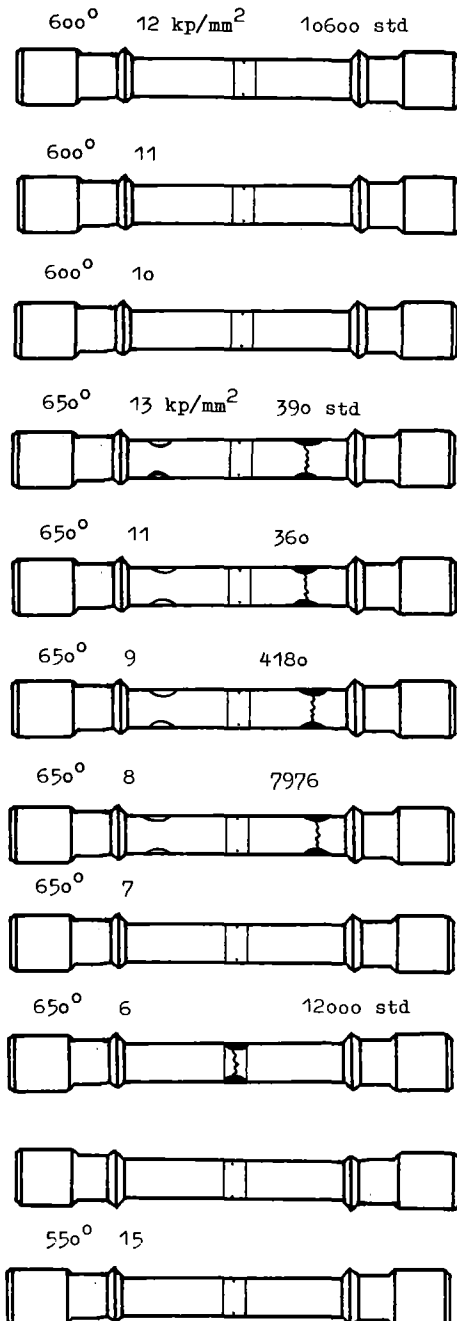
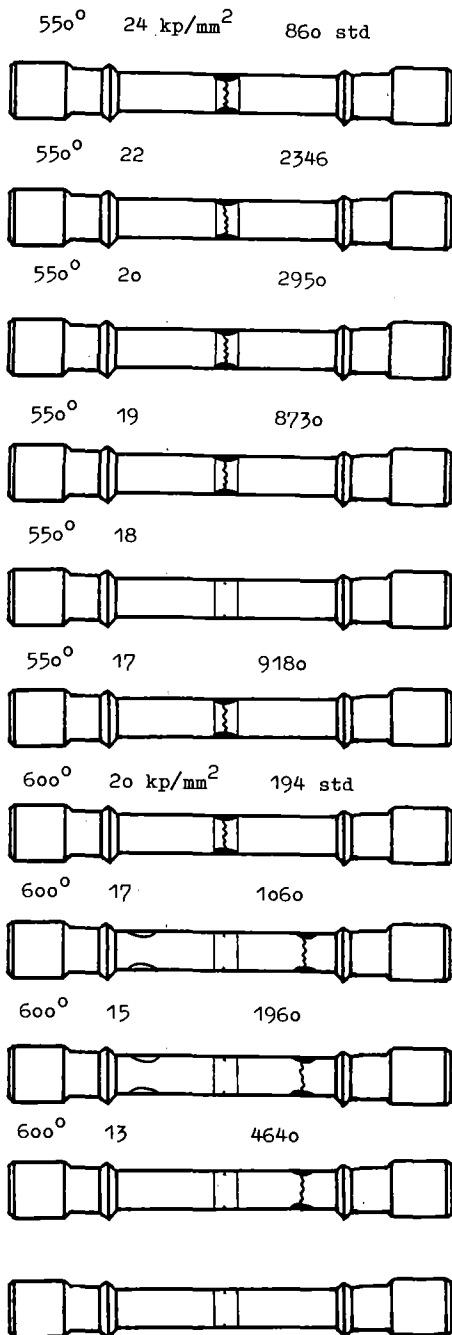
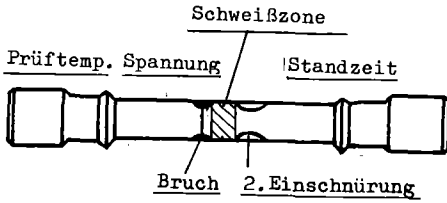
x500

X 6 CrNi 1811 (1.4948)

Bild 36

GW 206-Schweißverbindung Bruchverhalten

Beispiel



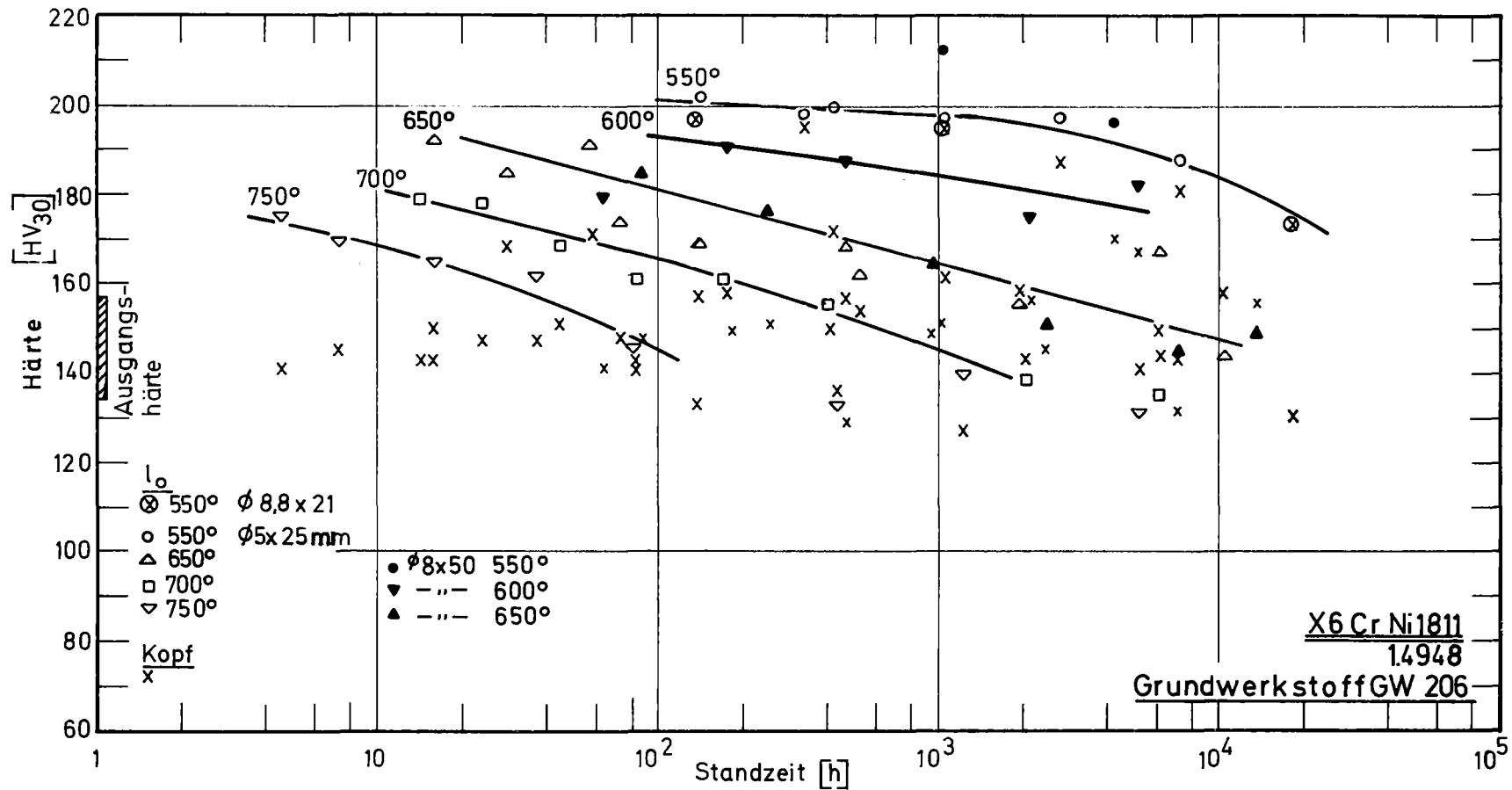


Bild 37: Härte in Abhängigkeit von der Standzeit

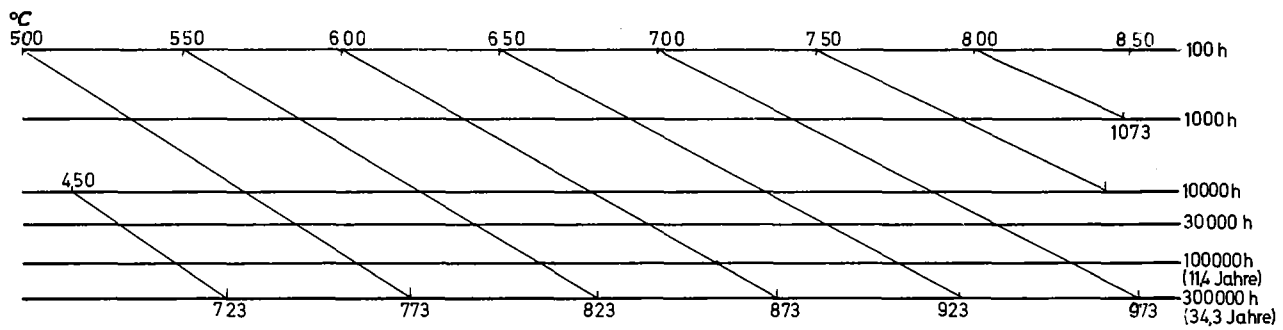
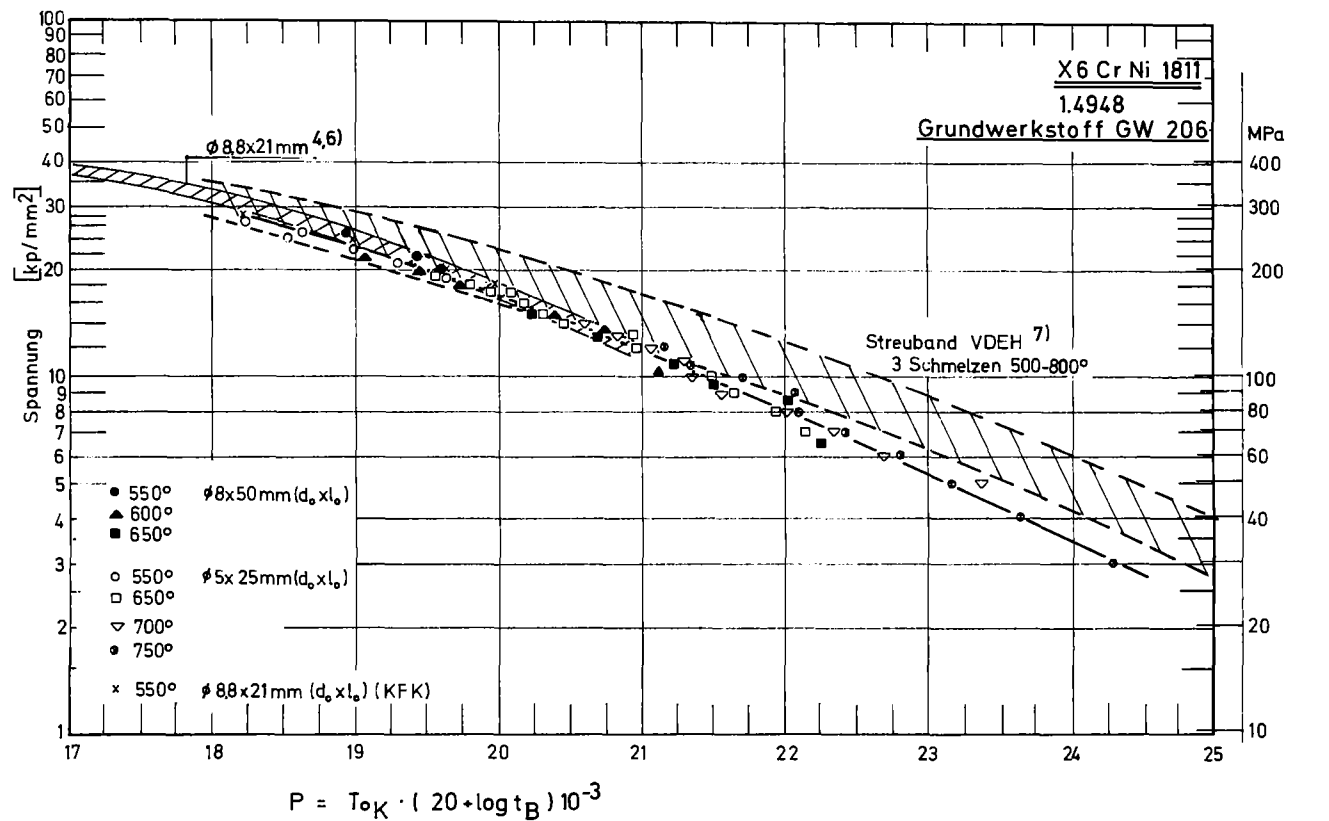


Bild 38:

Zeitstand-Hauptkurve
(Larson-Miller-Parameter)