



---

**Forschungszentrum Karlsruhe**  
Technik und Umwelt

---

Wissenschaftliche Berichte  
FZKA 5722

# **Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles MANET-II**

**M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein**

Institut für Materialforschung  
Projekt Kernfusion

Oktober 1996

---



**Forschungszentrum Karlsruhe**  
**Technik und Umwelt**

**Wissenschaftliche Berichte**  
**FZKA 5722**

**Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des  
martensitischen Stahles MANET-II**

**M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein**

**Institut für Materialforschung**  
**Projekt Kernfusion**  
**Association Forschungszentrum Karlsruhe / Euratom**

**Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe**  
**1996**

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

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0947-8620

## Kurzfassung

Im Rahmen des Fusionstechnologieprogrammes der Europäischen Gemeinschaft wurde ein martensitischer CrNiMoVNb-Stahl (Typ 1.4914) als potentieller Erste-Wand- und Blanketstrukturwerkstoff optimiert und als 7 to-Schmelze hergestellt. Damit steht den europäischen Partnern ein einheitliches Material in verschiedenen Halbzeugabmessungen für ihre verschiedenen Versuchsprogramme zur Verfügung.

Nachdem in einer vorangegangenen Arbeit die Ergebnisse von Charakterisierungsversuchen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften des MANET-II-Werkstoffes (MArtensit for Next European Torus) beschrieben wurden, umfaßt dieser Bericht die umfangreichen Ergebnisse der Zeitstandversuche. Im Temperaturbereich 400-700°C wurden 4 Einzelchargen mit verschiedenen Halbzeugabmessungen (Bleche, Stäbe) auf ihr Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten bis zu Standzeiten von 15000 h im Referenzzustand (gehärtet + 750°C angelassen) untersucht.

Um das Potential höherer Zeitstandfestigkeit aufzuzeigen, wurden auch Vergütungszustände mit 600 bzw. 700°C Anlaßtemperatur im Temperaturbereich 450-650°C geprüft. Abschließend wird gezeigt, welchen Einfluß eine vorlaufende, kurzzeitige Temperatur-Transiente bis 850°C auf das anschließende Kriech- und Zeitstandfestigkeitsverhalten bei 450° und 500°C Prüftemperatur hat.

Auf der Basis des umfangreichen Datensatzes erfolgt eine Abschätzung der Zeitstandfestigkeitswerte bis 10<sup>5</sup> h Standzeit für den T-Bereich 400-600°C.

## Creep Rupture Strength and Creep Behavior of the MANET II Martensitic Steel

### Abstract

Under the Fusion Technology Program of the European Community a martensitic CrNiMoVNb-steel (type 1.4914) potentially serving as structural material for the first wall and blanket was optimized and prepared as a 7 t melt. Thus, a uniform material in various semi-finished product sizes is available to the European partners for conducting their test programs.

After a description in a previous paper of the results of experiments characterizing physical and mechanical properties of the MANET II (MArtensit for Next European Torus) material, this paper reports about comprehensive results obtained in the creep rupture tests. The creep rupture strength and the creep behavior were examined of four single heats including different semi-finished product sizes (metal sheets, rods) in the range of temperatures from 400 - 700°C up to 15000 h time-to-fracture in the reference state (hardened + tempered at 750°C).

Likewise, the conditions after heat treatment at 600 and 700°C tempering temperatures, respectively, were studied in the range of temperatures from 450° to 650°C in order to demonstrate the potential inherent in higher creep rupture strengths. In conclusion, it will be shown which influence is exerted by a prior, temporary temperature transient up to 850°C on the subsequent creep and creep rupture behavior at 450° and 500°C test temperatures.

The creep rupture strength values up to 10<sup>5</sup> hours time-to-fracture and temperatures of 400 to 600°C will be estimated from the numerous data available.

## Résumé

Comportement de l'acier martensitique MANET-II à la résistance au fluage pour une longue durée et au fluage.

Dans le cadre du programme de la Communauté Européenne sur la Technologie de la Fusion, une variante de l'acier martensitique CrNiMoVNb-DIN 1.4914 a été conçue pour une utilisation potentielle en tant que matériau de structure de la première barrière et un batch (7t) a été produit. Par ce moyen, un matériau uniforme est à la disposition de tous les partenaires européens pour leurs différents programmes de tests.

Après la description, dans un travail précédant, des résultats d'essais de caractérisation des propriétés physiques et mécaniques du matériau MANET-II (MArtensit for Next European Torus), ce rapport englobe les nombreux résultats obtenus pour des essais de fluage pour une longue durée. Dans le domaine de températures 400-700°C, on examine le comportement de 4 charges uniques de dimensions différentes (plaques, bâtonnets) à la résistance au fluage pour une longue durée et au fluage jusqu'au temps de rupture de 15 000 h dans l'état de référence (trempé + revenu à 750°C).

Pour montrer un potentiel de plus haute résistance, des essais sur des états recuis avec 600, respectivement 700°C pour température de revenu, ont été effectués dans un domaine de températures 450-650°C. Finalement, nous présenterons l'influence d'une montée en température transitoire temporelle, de courte durée jusqu'à 850°C sur le comportement immédiat à la résistance pour une longue durée et au fluage pour les températures d'essais 450°C et 500°C.

Il s'en suit, à l'aide des nombreuses données, une estimation de la valeur de la résistance au fluage pour une longue durée jusqu'au temps de rupture 10<sup>5</sup> h pour un domaine de températures 400-600°C.

## Resumen

El comportamiento de resistencia a elevadas temperaturas en función de tiempo y a la fluencia del acero martensítico MANET II

Dentro del margen del programa de tecnología de fusión de la Comunidad Europea, se optimizó un acero martensítico CrNiMoVNb (tipo 1.4914) como material de estructura potencial para primeras paredes y zonas fértiles y se lo fabricó como colada de 7 toneladas. Con esto, los partners europeos disponen de un material uniforme en diferentes dimensiones de productos semiacabados para sus distintos programas experimentales.

Después de haber descrito en un trabajo anterior los resultados de ensayos de caracterización sobre propiedades físicas y mecánicas del material MANET-II (MArtensit for Next European Torus), este informe comprende los resultados amplios de los ensayos de resistencia a elevadas temperaturas en función de tiempo. En la gama de temperaturas de 400-700°C, se estudió el comportamiento de resistencia a elevadas temperaturas y a la fluencia de 4 cargas individuales de diferentes dimensiones de producto semiacabado (chapas, barras) en su estado de referencia (templado + revenido 750°C) hasta períodos de servicio de 15000 h.

Para mostrar el potencial de mayor resistencia a elevadas temperaturas en función de tiempo, se examinaron también en la gama de temperaturas de 450-650°C estados de mejoramiento con temperaturas de revenido de 600 respectivamente 700°C. Al final se muestra la influencia que tiene un transitorio precedente de corta duración de la temperatura hasta 850°C sobre el comportamiento subsiguiente de resistencia a la fluencia y a elevadas temperaturas en función de tiempo a una temperatura de ensayo de 450 y 500°C. Basándose en los amplios datos, se estiman los valores de resistencia a elevadas temperaturas en función de tiempo hasta un período de servicio de 10<sup>5</sup> h para la gama de temperaturas de 400-600°C.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1. Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2. Versuchsmaterial und Anlieferzustand</b> .....	<b>1</b>
<b>3. Zugfestigkeitseigenschaften</b> .....	<b>2</b>
<b>4. Zeitstandverhalten</b> .....	<b>3</b>
4.1 Versuchsdurchführung .....	3
4.2 Zeitstandfestigkeit des Referenzzustandes .....	4
4.2.1 Einfluß des Zirkon-Gehaltes .....	5
4.2.2 Einfluß der Probenlage .....	5
4.2.3 Einfluß der Halbzeugabmessung .....	6
4.3 Zeit-Dehngrenzen des Referenzzustandes .....	6
4.4 Kriechverhalten des Referenzzustandes .....	7
4.4.1 Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit	7
4.4.2 Aktivierungsenergie des Kriechens .....	8
4.5 Duktilitätskennwerte des Referenzzustandes .....	9
4.6 Einfluß der Vergütungsbehandlung .....	10
4.6.1 Zeitstandfestigkeit .....	10
4.6.2 1%-Zeit-Dehngrenze .....	11
4.6.3 Kriechverhalten .....	11
4.6.4 Duktilitätskennwerte .....	11
4.7 Einfluß einer Temperatur-Transiente .....	12
<b>5. Diskussion und Zusammenfassung</b> .....	<b>14</b>
<b>6. Literatur</b> .....	<b>15</b>

## 1. Einleitung

Im nuklearen Kraftwerksbau sind martensitische 9-12% Cr-Stähle für verschiedene Komponenten eine Alternative zu den hochwarmfesten austenitischen Stählen. Für die Verwendung unter hohen Neutronenbelastungen haben sie ein erheblich besseres Potential wegen ihrer geringeren Neigung zum Schwellen und geringeren Tendenz zur neutroneninduzierten Heliumversprödung [1-3]. Dieser Werkstoffgruppe wird inzwischen auch eine reelle Chance eingeräumt, als Erste Wand und als Blanketstrukturmaterial in künftigen Fusionsanlagen eingesetzt zu werden [4+5]. So wurde schon 1984 im Rahmen des Projektes Kernfusion ein martensitischer 10,5% Cr-Stahl für das NET-Programm (Next European Torus) konzipiert, als 3 to-Charge MANET-I hergestellt und umfassend untersucht [6].

Aufbauend auf den Ergebnissen und Erfahrungen mit dieser Charge wurde gemeinsam mit dem NET-Team eine zweite Großcharge spezifiziert, um für die Versuchsprogramme im Rahmen der NET/DEMO-Arbeiten der verschiedenen europäischen Labors ein einheitliches Material zur Verfügung zu haben. Für diese MANET-II genannte Charge wurde im Hinblick auf bessere Schweißbarkeit der mittlere C-Gehalt von 0,13% auf 0,11% herabgesetzt; und nach den neueren Erkenntnissen zum Einfluß des Rest-Al-Gehaltes im Verhältnis zum N-Gehalt und dessen Einfluß auf die Gefügestabilität und das Kriechverhalten [7], wurde der Al-Gehalt auf  $<0,02\%$  begrenzt.

Die umfangreichen Charakterisierungsarbeiten an den MANET-II-Chargen sowie Optimierungsarbeiten zu den Zug- und Kerbschlagzähigkeitseigenschaften sind in [8,9] detailliert beschrieben worden. Der vorliegende Bericht umfaßt eine abschließende Zusammenstellung der umfangreichen Zeitstandversuche und Beschreibung des Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhaltens. Zunächst wird noch einführend eine kurze Beschreibung des Versuchsmaterials und der Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Anlaß- und Prüftemperatur gegeben.

## 2. Versuchsmaterial und Anlieferzustand

Mit der Technical Specification 22-11-88 wurde der Auftrag für eine 7 to Schmelze an die Fa. SAARSTAHL-Völklingen vergeben. Durch Erschmelzen im Vakuum-Induktionsofen (VL 34 -  $\varnothing$  495 mm) und Umschmelzen im Vakuum-Lichtbogenofen wurde MANET-II in 6 Schmelzen hergestellt und zu Halbzeugen (Bleche 4-6-8-12-20-30 mm, Stäbe  $\varnothing$  6-12-20-95 mm) weiterverarbeitet. Alle Abmessungen wurden vom Hersteller vergütet und lagen im sog. Referenzzustand vor:



965°2h + 1075°30min + 750°2h

Die Austenitisierung bei niedriger Temperatur (965°C) bewirkt eine Homogenisierung des zuvor verformten Materials, bevor von 1075°C gehärtet wird.

Aus Tabelle 1 geht die chemische Zusammensetzung der 6 Einzelchargen hervor. Bemerkenswert sind die geringen Unterschiede in den Legierungsgehalten und die gute Übereinstimmung mit der Spezifikation. Die Absenkung des Al-Gehaltes zur Vermeidung der Kriechanomalie [7] hatte beim Umschmelzen einen stärkeren Abbrand des Mn- und Zr-Gehaltes zur Folge als erwartet, so daß diese beiden Werte etwas unter den spezifizierten Werten liegen.

Von jeder Dimension wurde eine Probe für einen Mikroschliff entnommen. Die Härteprüfung HV30 ergab, daß alle Rundstab- und Blechabmessungen, mit Ausnahme der 6 mm Rundstäbe, in einem für diesen Vergütungszustand normalen Bereich von HV30 = 241-263 liegen. Die Härte der 6 mm Rundstäbe liegt, incl. von 4 Kontrollproben, im Bereich von 276-289. Diese höhere Härte entspricht einer Anlaßbehandlung bei ~650-700°C. Es ist anzunehmen, daß im betriebsmäßigen Anlaßverfahren die dünnste der Rundstababmessungen nicht die volle Anlaßzeit oder -temperatur erreicht hat. Eigene Anlaßversuche im Labor zeigten, daß auch das 6 mm Rundmaterial bei 750°C2h angelassen, eine Härte von HV30 = 255 aufweist. Zudem zeigten die Zugversuchsergebnisse, daß Proben aus 6 mm Rundmaterial im Anlieferzustand höhere Zugfestigkeits- und Streckgrenzwerte haben ( $\hat{=}$  650-675°C angelassen), als Proben, die im IMF nach dem Härten bei 750°C2h angelassen worden waren.

Dies sollte bei einer Verwendung des  $\varnothing$  6 mm-Stabmaterials im Anlieferzustand berücksichtigt werden und ggf. das Material neu vergütet werden.

Unterschiede in der martensitischen Struktur bei den verschiedenen Abmessungen waren aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen nicht erkennbar. Alle Chargen und Abmessungen sind  $\delta$ -Ferrit-frei.

### 3. Zugfestigkeitseigenschaften

Mehrere Zugversuchsreihen an verschiedenen Chargen und in verschiedenen Vergütungszuständen wurden durchgeführt und in [8,9] mitgeteilt. Im Bild 1 a+b sind die beiden wichtigsten Kenngrößen Zugfestigkeit  $R_m$  und Streckgrenze  $R_{p0,2}$  in Abhängigkeit von der Anlaß- und Prüftemperatur dargestellt, wobei die an der Charge 50761 ermittelten Werte für 750°C Anlaßtemperatur (Frontscheibe) als repräsentativ für den MANET-II-Referenzzustand anzusehen sind.

Ein metallkundlich interessanter Effekt wurde an gehärteten Proben, die im Temperaturbereich 400-800°C angelassen und bei RT geprüft wurden, beobachtet. Bei 500°C Anlaßtemperatur wird eine Erhöhung der Zugfestigkeitswerte und eine Abnahme der Streckgrenzenwerte beobachtet. Dies hängt mit der langsameren Abkühlung an Luft bzw. unter Vakuum (Lufthärtung) zusammen. Dadurch ergibt sich ein Selbstanlaßeffect mit entsprechenden Ausscheidungsvorgängen, die erstmals von Irvine et al. [10] an einem 12% CrNiMoV-Stahl beschrieben und mit mechanischen Eigenschaften korreliert wurden. Mit steigendem C-Gehalt tritt dieser Effekt verstärkt auf. Wird dagegen sehr schnell abgekühlt (Wasserhärtung), unterbleiben diese Ausscheidungs- und Selbstanlaßvorgänge, wie aus dem Bild 2 ersichtlich ist. Von der MANET-Charge 50761 wurden in Wasser abgeschreckte Proben zwischen 400 und 550°C angelassen. Ebenso von einem vergleichbaren Stahl aus dem ehemaligen Schnell-Brüter-Programm (1. K-Charge 51482), von dem Proben zwischen 300 und 700°C angelassen und bei RT im Zugversuch getestet wurden. Deutlich ist bei den wassergehärteten Proben (●▲), besonders bei den  $R_m$ - und  $R_{p0,2}$ -Werten, der allmähliche Übergang mit steigender Anlaßtemperatur ohne Maxima und Minima erkennbar, im Gegensatz zu den an Luft gehärteten (○△) Proben. Deutlicher läßt sich dieser Effekt darstellen, wenn man den Wert für das sogenannte Streckgrenzenverhältnis  $R_{p0,2}/R_m$  bildet und über der Anlaßtemperatur aufträgt (Bild 3). Im Teilbild a sind die Werte für luftgehärtete Proben verschiedener Stähle aus mehreren Versuchsprogrammen [6, 8, 11, 12] dargestellt, wobei z.T. auch der Einfluß des C-Gehaltes und der Härtetemperatur auf die Bildung des  $R_{p0,2}/T_m$ -Minimums bei 500°C erkennbar ist. Die an 3 Chargen mit wassergehärteten Proben durchgeführten Zugversuche weisen dieses Minimum nicht auf.

## 4. Zeitstandverhalten

### 4.1 Versuchsdurchführung

Wie schon erwähnt, lagen alle Halbwerkzeugabmessungen im Vergütungszustand mit 750°C Anlaßtemperatur vor, der allgemein als Anliefer- oder Referenzzustand bezeichnet wird. Zusätzlich wurden auch Proben erneut vergütet und bei 600 bzw. 700°C angelassen, um durch diese niedrigeren Anlaßtemperaturen ein höheres Festigkeitsniveau einzustellen (s. Bild 1). Inwieweit sich dieses im Kurzzeitversuch deutlich höhere Festigkeitsniveau im Langzeitversuch erhält, wurde durch entsprechende Zeitstandversuche ermittelt (Kap. 4.6). Die Zeitstandversuche wurden nach DIN 50118 mit Gewindekopfproben der Abmessung  $\varnothing 8 \times 50$  und  $\varnothing 5 \times 25$  mm bzw.  $\varnothing 3 \times 35$  mm aus dem  $\varnothing 6$  mm Material ( $d_0 \times L_0$ ) in Einpro-

benöfen durchgeführt. Die Belastung erfolgt über einen Hebelarm (1:15) durch Gewichte (Bauart MFL). Die Prüftemperatur wird durch einen 3-Zonen-Heizofen mit drei PID-Reglern (JUMO) eingestellt. Die Temperaturkontrolle und Regelung erfolgt über 3 PtRh-Pt-Thermoelemente, die über die Probenlänge verteilt sind. Diese Anordnung gewährleistet ein homogenes Temperaturfeld über die Probenlänge und eine Temperaturkonstanz von  $\pm 2^\circ\text{C}$  über die Versuchszeit.

Die Probendehnung (Kriechverlauf) wird über zwei induktive Wegaufnehmer erfaßt, die über ein Gestänge diametral an den Probenkrägen befestigt sind. Zu jeder Probe bzw. jedem Extensometerpaar gehört ein x-t-Schreiber, der den Kriechverlauf kontinuierlich registriert. Der x-t-Schreiber kann in weiten Bereichen eingestellt werden, so daß für jede Versuchszeit bzw. jeden Kriechverlauf eine optimale Aufzeichnung erfolgt. Bei Langzeitversuchen sind kleine Kriechgeschwindigkeiten im Bereich von  $10^{-7}\text{h}^{-1}$  (abs.) noch sicher erfaßbar. Über eine Digitalisierereinrichtung wird der so erhaltene Kriechverlauf für die weitere Datenverarbeitung gespeichert. Alle Kriechkurven sind in der Darstellung  $\log \varepsilon - \log t$  in einem internen Bericht zusammengestellt.

Die Tabelle 2 des vorliegenden FZKA-Berichtes gibt eine Übersicht, welche Programmteile mit welchen Chargen und Halbzeugabmessungen durchgeführt wurden. Die Wertetabellen 3-15 enthalten die Primärdaten aller Zeitstandversuche an MANET-II.

## 4.2 Zeitstandfestigkeit des Referenzzustandes

Im Bild 4 sind alle Standzeiten in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen, so daß sich für jede Prüftemperatur ein Festigkeitsstreuband für mehrere Chargen und Halbzeugabmessungen ergibt. Dabei ist für die über ein breites Temperaturspektrum untersuchten Chargen 50806-längs ( $\odot$ ) und 50761- $\varnothing$  12 ( $\nabla$ ) jeweils eine Zeitstandkurve eingezeichnet, die bis  $650^\circ\text{C}$  Prüftemperatur in etwa auch die Streubreite der Standzeitwerte repräsentiert. Sieht man zunächst von den etwas längeren Standzeitwerten der unter Laborbedingungen vergüteten Proben ( $\blacktriangledown$  $\blacktriangle$ ) ab, so ist das Festigkeitsstreuband als relativ eng anzusehen, wenn man berücksichtigt, daß der Einfluß mehrerer Chargen, Halbzeugabmessungen, Probenlage und Probenformen eingeht. Ohne zunächst näher auf diese Einflußgrößen einzugehen, sind im Bild 5 alle Standzeiten nach dem Larson-Miller-Verfahren [13] in Form der sogenannten Zeitstand-Hauptkurve dargestellt. Es ergibt sich für MANET-II ein relativ enges Streuband für die Zeitstandfestigkeit. Anhand des unterhalb angegebenen Auflösungsnetzes läßt sich in begrenztem Maße die Zeitstandfestigkeit für experimentell nicht abgedeckte längere Zeiten ab-

schätzen. Als Vergleich ist die Zeitstandhauptkurve für MANET-I eingezeichnet [6]. Bis  $P = 24$  weisen beide Varianten die gleiche Zeitstandfestigkeit auf, jedoch oberhalb  $P = 24$  tritt bei MANET-I ein deutlicher Abfall in der Zeitstandfestigkeit auf, der zu einer S-förmigen Ausbildung der Zeitstandkurve führt. Die Ursache ist ein ungünstiges N/Al-Verhältnis, das im Kriechverlauf zu einer Kriechanomalie führt und letztendlich zu dem S-Schlag in der Zeitstandfestigkeitskurve. Dieser Zusammenhang ist erst 1989 geklärt und beschrieben worden [7] und ist bei der Spezifikation von MANET-II beachtet worden, so daß bei den Versuchen an MANET-II-Material in keinem Fall eine Kriechanomalie beobachtet wurde.

#### 4.2.1 Einfluß des Zirkon-Gehaltes

Betrachtet man die chemische Zusammensetzung der Einzelchargen von MANET-II in der Tabelle 1, so stellt man fest, daß lediglich der Zr-Anteil als einziges Legierungselement eine größere Schwankungsbreite aufweist (0,007-0,028%). Im Zeitstandversuch geprüft wurden Chargen mit Zr-Gehalten von 0,008-0,028%. Eine Auftragung der Standzeitwerte im Bild 6 zeigt, daß die Zeitstandfestigkeit, im Vergleich zur Gesamtstreuung der Versuchsergebnisse durch den unterschiedlichen Zr-Anteil nicht signifikant beeinflusst wird, wenn man jeweils die Werte der Charge mit dem höchsten und mit dem niedrigsten Zr-Gehalt durch einen Kurvenzug verbindet.

#### 4.2.2 Einfluß der Probenlage

Bei der Probenentnahme, insbesondere bei gewalzten Blechen, wird vielfach aufgrund der Walztextur ein Unterschied in den mechanischen Kennwerten zwischen längs und quer zur Walzrichtung entnommenen Proben beobachtet. Aus dem 12 mm Blech der Charge 50806 wurden Zeitstandproben längs und quer entnommen und geprüft. Die Ergebnisse im Bild 7 zeigen, daß bei 450 und 500°C Prüftemperatur kein Unterschied zwischen Längs- und Querproben besteht und im Prüftemperaturbereich 550-650°C die Querproben durchweg nur geringfügig längere Standzeiten aufweisen.

Eine Erklärung für diese geringen Unterschiede dürfte sein, daß die Bleche nach jedem Stich beim Walzen um 90°C gedreht wurden und sich demzufolge keine ausgeprägte Textur ausbilden konnte.

### 4.2.3 Einfluß der Halbzeugabmessung

Aus den beiden vorangegangenen Kapiteln ergab sich, daß die behandelten Einflußgrößen keinen wesentlichen Anteil an der Bandbreite der im Bild 4+5 dargestellten Standzeitwerte haben. Wesentlich größer ist der Anteil von Proben aus verschiedenen Halbzeugabmessungen, wobei es nicht die unterschiedlichen Abmessungen als solche sind, sondern die vorangegangenen Fertigungsschritte im Fabrikationsprozeß (Blech bzw. Stäbe - Schmiedung  $\varnothing$  95 bzw.  $\varnothing$  6 mm) und der nachfolgende Ablauf der Vergütungsbehandlung unter Betriebsbedingungen. Es ist verständlich, daß die Vergütung von Proben unter Laborbedingungen leichter zu reproduzierbaren Gefügeständen führt und somit der mechanischen Kennwerte, als große und kleine Halbzeugabmessungen im betrieblichen Durchlaufverfahren. Diese Unterschiede gehen deutlich aus Bild 8 hervor, in dem Standzeitwerte von Proben aus verschiedenen Stababmessungen, die alle aus der Charge 50761 gefertigt wurden, aufgetragen sind. Zunächst sei auf die Werte für das  $\varnothing$  6 mm Stabmaterial hingewiesen (x). Schon im Kapitel 2 wurde angemerkt, daß dieses Material mit einer deutlich höheren Vergütungshärte vorlag als alle anderen Abmessungen [8]. Daß die bei 500°C gemessenen Standzeiten z.T. deutlich länger sind als die der Proben aus  $\varnothing$  12 mm und  $\varnothing$  20 mm und der Proben aus den Blechen (s. Bild 4) ist verständlich. Ebenso liegen die Standzeiten ( $\square$ ) der unter Laborbedingungen vergüteten Proben aus dem  $\varnothing$  22 mm Vorabmaterial (geschmiedet) bei 500 und 550°C deutlich höher, obwohl die Vergütungshärte mit 255 HV30 den Werten der übrigen Halbzeugabmessungen durch den Hersteller entsprach. Dieses Plus an etwas höherer Zeitstandfestigkeit wegen höherer Vergütungshärte bzw. optimalerem Vergütungsgefüge geht allerdings mit steigender Prüftemperatur verloren, wie die Ergebnisse (x $\square$ ) bei 600-700°C zeigen.

Schon frühere Untersuchungen an diesem Stahltyp zeigten, daß auf höhere Zugfestigkeit vergütete Proben einen wesentlich stärkeren Abfall der Zeitstandfestigkeit mit zunehmender Prüftemperatur und -zeit aufwiesen [11] und die Ergebnisse an MANET-II zum Einfluß der Vergütungsbehandlung (s. Kapitel 4.6) belegen erneut diese Aussage.

### 4.3 Zeit-Dehngrenzen des Referenzzustandes

Für die Auslegung bzw. Bemessung eines Bauteiles für den Einsatz bei höheren Temperaturen ist nicht nur die Zeitstandfestigkeit sondern auch eine max. tolerierbare Dehngrenze wichtig. Die kontinuierliche Registrierung des Kriechverlaufes bei allen Zeitstandversuchen erlaubte die exakte zeitliche Bestimmung der

Dehngrenzen im Bereich 0,1% bis 5%, wie sie u.a. in den Wertetabellen 3-15 zusammengestellt sind.

Analog dem Bild 5 für die Standzeiten sind im Bild 9 die Zeiten für 1% Kriechdehnung von allen Versuchen am Referenzzustand der verschiedenen Chargen und Halbzeugabmessungen über dem Larson-Miller-Parameter dargestellt. Den größten Anteil an der Spannbreite des Wertebandes haben auch bei diesem Kennwert die verschiedenen Halbzeugabmessungen, wie im Bild 8 gezeigt, wohingegen der Einfluß der Probenlage und des Zr-Gehaltes vernachlässigbar ist. In gleicher Weise wie bei den Standzeiten zeigen die unter Laborbedingungen vergüteten Proben (●▲) im unteren  $t/T$ -Bereich deutlich längere Zeiten bis zum Erreichen von 1% Kriechdehnung, jedoch bei  $T \geq 600^\circ\text{C}$  liegen sie im allgemeinen Wertefeld.

Auch in dieser Darstellung wird im Vergleich zur MANET-I-Kurve die positive Auswirkung eines günstigen N/Al-Verhältnisses deutlich [7].

#### **4.4 Kriechverhalten des Referenzzustandes**

##### **4.4.1 Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit**

Der während des Zeitstandversuches kontinuierlich registrierte Kriechverlauf wird anschließend digitalisiert. Dadurch lassen sich die Bereiche des primären, stationären und tertiären Kriechens abgrenzen und insbesondere klare Aussagen zur minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{\text{pmin}}$  machen. In der Auftragung  $\log \dot{\epsilon}_{\text{pmin}} \rightarrow \log \sigma$  (Bild 10) läßt sich für die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit nach dem Norton'schen Kriechansatz der Form  $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$  aus der Neigung der Geraden der Spannungsexponent  $n$  bestimmen. Dieser ist zunächst stark temperaturabhängig und bei höheren Prüftemperaturen infolge struktureller Änderungen, auch bei gleicher Prüftemperaturen, nicht über den gesamten Prüfspannungsbereich gleich, wie man aus der Darstellung im Bild 10 auch für MANET-II erkennen kann.

Die Werte aller Chargen und Abmessungen bilden mehr oder weniger breite Bereiche. Für die Charge 50806 (12 mm Blech-Längsproben), die bei den Prüftemperaturen von 450-700°C über einen relativ breiten Spannungsbereich untersucht wurde, sind aus der Neigung der Mittelwertgeraden die jeweiligen Spannungsexponenten bestimmt worden und daraus resultierend auch die  $k$ -Werte, wie sie nachstehend aufgeführt sind. Die Werte gelten allerdings zunächst nur für den jeweils experimentell abgedeckten Spannungsbereich und können nur begrenzt zu niedrigeren Spannungen hin extrapoliert werden.

Charge: 50806 - 12 mm Blech-Referenzzustand

T - °C	n	k	Spannungsbereich
450	24,5	5·10 <sup>-69</sup>	460-360 MPa
500	19	1·10 <sup>-52</sup>	400-300 MPa
550	16	2·10 <sup>-43</sup>	320-220 MPa
600	16	2·10 <sup>-43</sup>	240-200 MPa
600	9	2·10 <sup>-25</sup>	200-140 MPa
650	17,5	4·10 <sup>-39</sup>	160-140 MPa
650	7,5	1·10 <sup>-20</sup>	140-80 MPa
700	9	6·10 <sup>-22</sup>	120-100 MPa
700	3,3	7·10 <sup>-11</sup>	100-40 MPa

Diese Werte können, bei konservativer Betrachtung, als repräsentativ für MANET-II angesehen werden, bilden sie doch im technisch relevanten Temperaturbereich bis 600°C die untere Begrenzung der Streubänder. Für 400°C Prüftemperatur ergibt sich eine extrem starke  $\sigma/\dot{\epsilon}_{p_{min}}$  - Abhängigkeit, zudem liegen nur einige Werte von 1 Charge und einer Abmessung vor, so daß der im Bild 10 angegebene Wert für den Spannungsexponenten n mehr als Richtwert anzusehen ist.

Alle Versuchsspannungen im Prüftemperaturbereich 450-700°C lagen unterhalb der für die jeweilige Prüftemperatur gültigen Warmstreckgrenze  $R_{p0,2}$ , d.h., die ermittelten Kriechdaten beziehen sich auf den eingestellten Ausgangszustand + elastischer Verformung bei Versuchsbeginn (gem. Hook'schem Gesetz  $\sigma = \epsilon \cdot E$ ). Im Gegensatz zu den austenitischen Stählen, bei denen es auf Grund ihrer allgemein niedrigen Warmstreckgrenze im Prüfspannungsbereich > 150 MPa zu einer plastischen Verformung des Ausgangsmaterials > 1% bis 30% kommt.

#### 4.4.2 Aktivierungsenergie des Kriechens

Die vorliegenden umfangreichen Datensätze zum Kriechverhalten erlauben die Bestimmung der Aktivierungsenergie des Kriechens. Wenn man im Bild 10 ( $\dot{\epsilon}_{p_{min}} \rightarrow \sigma$ ) bei einer Prüfspannung einen Schnitt macht, erhält man Kriechgeschwindigkeitswerte verschiedener Prüftemperaturen. Durch die Auftragung  $\dot{\epsilon}_{p_{min}} \rightarrow 1/T_K$  erhält man aus der Neigung der Geraden über  $Q_K = 4,56 \Delta \log \dot{\epsilon} / \Delta 1/T$  den Wert für die effektive Aktivierungsenergie des Kriechens. In der Darstellung  $\dot{\epsilon}_{p_{min}} \rightarrow \sigma$  (Bild 10) sind mehrere Spannungsschnitte möglich, so daß der Temperaturbereich

von 450-700°C abgedeckt wird. Für die beiden Chargen 50806 und 50805 ergaben sich als Mittelwert aus 7 Spannungsschnitten, bei denen noch wegen der Abknickung in der  $\epsilon_{p_{min}}-\sigma$ -Abhängigkeit unterschieden wird zwischen Versuchsspannungen  $>200\text{MPa}$  und  $<200\text{MPa}$ , folgende Werte:

$$Q_K > 200\text{MPa} = 117\text{ kcal/mol} = 490\text{ kJ/mol}$$

$$Q_K < 200\text{MPa} = 154\text{ kcal/mol} = 645\text{ kJ/mol}$$

Nimmt man für alle Chargen den Mittelwert des Streubandes für  $\epsilon_{p_{min}}$  erhält man für

$$Q_K > 200\text{MPa} = 113\text{ kcal/mol} = 474\text{ kJ/mol}$$

$$Q_K < 200\text{MPa} = 143\text{ kcal/mol} = 599\text{ kJ/mol}$$

Der Spannungsbereich  $>200\text{MPa}$  deckt den Prüftemperaturbereich 450-550°C und  $<200\text{MPa}$  den Bereich 550-700°C ab.

#### 4.5 Duktilitätskennwerte des Referenzzustandes

Die an den Proben nach dem Versuch gemessenen Werte für die Bruchdehnung  $A_U$  und Brucheinschnürung  $Z_U$  sind, nach Prüftemperaturen getrennt, in den Bildern 11 + 12 in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen. Im Prüftemperaturbereich 400-500°C sind beide Kennwerte weitgehend standzeitunabhängig. Lediglich die Proben aus dem  $\varnothing 6\text{mm}$  Stabmaterial der Charge 50761 (zu hohe Vergütungsfestigkeit [8]) zeigen nach längerer Standzeit schon bei 500°C eine deutliche Abnahme der Duktilitätskennwerte. Dieser Trend setzt sich mit steigender Prüftemperatur bis 650°C fort, wobei eine deutliche Auffächerung der verschiedenen Chargen, insbesondere bei den Brucheinschnürungswerten, erkennbar ist. Dabei ist die Tendenz zu abnehmenden Werten bei den Chargen 50761 und 50806 deutlich ausgeprägter als bei den Chargen 50805 und 50803. Eine Erklärung könnte der unterschiedliche Zr-Anteil sein. Die Chargen 50805 und 50803 enthalten 0,028 bzw. 0,014 % Zr gegenüber 0,009 bzw. 0,008 % bei den Chargen 50761 und 50806. Durch den höheren Zr-Anteil liegen auch deutlich mehr Primärkarbide vor, die ihrerseits einen Teil des C-Gehaltes abgebunden haben, der dem martensitischen Gefüge fehlt und dieses duktiler macht.

Bei 700°C Prüftemperatur macht sich allerdings auch ein zusätzlicher Anlaßeffekt bemerkbar, wie man auch aus Bild 4 aus den deutlich abgesetzten kürzeren Standzeiten gegenüber 650°C Prüftemperatur ersehen konnte. Demzufolge ist verständlich, daß die Abnahme der Brucheinschnürungswerte mit zunehmender



Standzeit nicht mehr so ausgeprägt ist wie bei 600 und 650°C, und die Bruchdehnungswerte oberhalb 10<sup>2</sup> h sogar zunehmen.

Bei dem vorliegenden Spektrum der Duktilitätskennwerte ist der Einfluß der Halbzeugabmessung und der Probenlage nicht mehr signifikant.

## 4.6 Einfluß der Vergütungsbehandlung

### 4.6.1 Zeitstandfestigkeit

Die bisherigen Ausführungen zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten bezogen sich auf den Referenzzustand mit 750°C Anlaßtemperatur. Um das Potential für höhere Festigkeitswerte durch niedrigere Anlaßtemperaturen aufzuzeigen, wurden Proben im IMF unter Laborbedingungen bei 1075°C gehärtet und bei 600 bzw. 700 bzw. 750°C angelassen. Die Anlaßbehandlung bei 750°C entspricht dem Referenzzustand, und die Ergebnisse zeigen den Unterschied zwischen Vergütungsbehandlungen kleiner Abmessungen unter Laborbedingungen und größerer Halbzeugabmessungen unter Betriebsbedingungen.

Die Zugfestigkeitseigenschaften sind im Kapitel 3 und durch Bild 1 a+b dargestellt worden. Bei 600°C Prüftemperatur z.B. steigen sowohl Zugfestigkeit  $R_m$  als auch Streckgrenze  $R_{p0,2}$  um rd. 150 N/mm<sup>2</sup> an, wenn die Anlaßtemperatur von 750 auf 600°C abgesenkt wird. Inwieweit diese höhere Vergütungsfestigkeit auch bei Langzeitbeanspruchung erhalten bleibt, wurde durch Zeitstandversuche im Temperaturbereich 450-650°C an 2 Chargen ermittelt.

Im Bild 13 sind, getrennt nach Prüftemperaturen, die Standzeitwerte in Abhängigkeit von der Prüftemperatur aufgetragen. Der schraffierte Bereich entspricht dem Wertestreuband aus Bild 4 für alle untersuchten Chargen und Halbzeugabmessungen des angelieferten Referenzzustandes, wobei die Einzelwerte für die Chargen 50761 und 50803 zusätzlich eingezeichnet sind. Hier wird gerade für die Charge 50803 verdeutlicht, welche Unterschiede auftreten können, wenn größere Abmessungen unter Betriebsbedingungen (●) oder kleinere Abmessungen unter Laborbedingungen (▽) vergütet werden.

Proben mit den niedrigeren Anlaßtemperaturen von 700 (◻ ■) bzw. 600°C (△ ▲) haben im Prüftemperaturbereich 450-600°C deutlich längere Standzeiten bzw. höhere Zeitstandfestigkeitswerte. Erst ab 600°C und Beanspruchungszeiten > 10<sup>3</sup> std ist eine stärkere Abnahme zu beobachten. Bei 650°C Prüftemperatur ist der Unterschied zwischen 750 und 600°C Anlaßtemperatur nur noch gering. Dieser Vergleich und der T/t-Einfluß ist deutlicher aus der Darstellung im Bild 14 ersichtlich. In der Form der Zeitstand-Hauptkurve ( $\sigma \rightarrow P = T_K (c + \log t_m)$ ) ist das schraf-

fierte Zeitstandfestigkeitsstreuband des Referenzzustandes aus Bild 5 mit den Einzelwerten der Charge 50803 den drei Vergütungszuständen des IMF gegenübergestellt.

Für eine relativ niedrige Beanspruchung von  $500^{\circ}\text{C}-10^3$  std bleibt die durch niedrigere Anlaßtemperaturen erreichte höhere Festigkeit gegenüber  $750^{\circ}\text{C}$  Anlaßtemperatur weitgehend erhalten, wohingegen bei einer evtl. maximalen Belastung ( $600^{\circ}\text{C}-10^4$  std) der Unterschied nur noch bei 20 MPa liegt. Es muß allerdings auch an dieser Stelle darauf hingewiesen werden, daß höhere Festigkeitswerte infolge niedrigerer Anlaßtemperaturen mit niedrigeren Kerbschlagzähigkeitswerten erkauft werden [8, 9].

#### **4.6.2 1%-Zeit-Dehngrenze**

Die Befunde zum Einfluß niedrigerer Anlaßtemperaturen auf die Zeitstandfestigkeit gelten qualitativ und z.T. quantitativ in gleicher Weise für die 1%-Zeit-Dehngrenzen-Werte, wie aus den Bildern 15 und 16 ersichtlich ist.

#### **4.6.3 Kriechverhalten**

So wie sich aus den Bildern 13 und 15 auf Grund der niedrigeren Anlaßtemperatur deutlich längere Zeiten für Standzeit und 1%-Zeit-Dehngrenze ergeben, sind auch die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{\text{pmin}}$  erheblich niedriger als es die schraffierten Bereiche im Bild 17 a-c für den Referenzzustand angeben. Mit steigender Prüftemperatur und -zeit ist aber die Spannungsabhängigkeit weniger stark ausgeprägt, so daß sich die Werte praktisch der oberen Begrenzung des schraffierten Bereiches annähern (Bild 17 d+e). Da im Temperaturbereich  $450-550^{\circ}\text{C}$  jeweils nur 2 Werte für die Vergütungszustände mit  $600$  bzw.  $700^{\circ}\text{C}$  Anlaßtemperatur vorliegen, wird auf die Angabe von separaten Spannungsexponenten  $n$  verzichtet.

#### **4.6.4 Duktilitätskennwerte**

Auch die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung  $A_u$  und Brucheinschnürung  $Z_u$  erweisen sich als Folge veränderter Anlaßtemperaturen gegenläufig zu den Festigkeitskennwerten, wie aus den Bildern 18 und 19 hervorgeht. Im Prüftemperaturbereich  $450-500^{\circ}\text{C}$ , in dem mit niedrigeren Anlaßtemperaturen deutlich höhere Festigkeitswerte ermittelt wurden, sind auch die Duktilitätskennwerte um durchschnittlich 10 % niedriger. So wie sich mit steigender Prüftemperatur und -zeit

die Festigkeitswerte angleichen, ist dieser Trend auch bei den Duktilitätskennwerten zu beobachten.

#### 4.7 Einfluß einer Temperatur-Transiente

Entsprechend dem Anforderungsprofil werden bei vergütbaren Stählen die gewünschten Festigkeitseigenschaften durch die Vergütungsbehandlung (Härten + Anlassen) eingestellt. Bei langzeitigem Einsatz unter Betriebstemperatur unterliegt dieser Ausgangszustand einem zusätzlichen Anlaßeffekt (Alterung), der anhand einer sogenannten Anlaßhauptkurve für den betreffenden Stahl quantifiziert werden kann [8], bzw. durch Zeitstandversuche mit erfaßt wird. Schwieriger ist die Frage zu beantworten, wie sich eine kurzzeitige, stärkere Temperaturerhöhung auf den Vergütungszustand bzw. Stabilität einer Komponente auswirkt. Bei den martensitischen 12%-Cr-Stählen setzt ab  $\approx 760^{\circ}\text{C}$  die  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung ( $A_{c1b}$ -Punkt) ein, d.h. Temperaturanstiege bis zu diesem Punkt haben einen Anlaßeffekt. Darüberhinaus bildet sich T/-t-abhängig Austenit, der bei Abkühlung auf Raumtemperatur Martensit bildet. Wird dagegen nach einer Temperatur-Transiente in einem höheren Temperaturbereich abgefangen, so ist im T-Bereich zwischen  $600^{\circ}\text{C} - A_{c1b}$  mit Perlitbildung zu rechnen, zwischen RT und  $\approx 400^{\circ}\text{C}$  (Martensitpunkt) mit teilweise Martensitbildung (T-abhängig), und zwischen  $M_s$  und der Perlitstufe bleibt der oberhalb  $A_{c1b}$  gebildete Austenit als unterkühlter Austenit erhalten, der erst bei der Abkühlung unter  $M_s$  in Martensit umwandelt. Diese Vorgänge können für die verschiedenen Stähle aus den ZTU-Schaubildern mit den stahltypischen Umwandlungstemperaturen abgelesen werden [14].

Für den MANET-ähnlichen Stahl RNO-D (1.4914) aus dem Schnell-Brüter-Programm (PSB) wurde der Einfluß sehr unterschiedlicher T-Transienten Verläufe auf das anschließende Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten hin untersucht und ausführlich beschrieben [15]. Mit Proben des Referenzzustandes von MANET-II wurden Transienten mit einem Temperaturanstieg auf  $850^{\circ}\text{C}$  und Abkühlung auf  $500^{\circ}\text{C}$  bzw.  $450^{\circ}\text{C}$  realisiert (ohne Belastung in der Zeitstandprüfanlage) mit anschließenden Zeitstandversuchen bei diesen Temperaturen, wie es halb-schematisch im Bild 20 dargestellt ist. Die Durchlaufzeit bei  $T > A_{c1b}$  (Austenitbildung) betrug bei einer Versuchsreihe 4-11 min und bei einer zweiten Probenserie 18-30 min. Damit ist der Anschluß und Vergleich möglich zu den Versuchen an der PSB-Legierung RNO-D. Die Temperatur-Transiente bis zur Stabilisierung bei der vorgesehenen Prüftemperatur dauerte rd. 2 std. Anschließend wurde durch Lastaufgabe der Zeitstandversuch gefahren. Die Prüftemperaturen von  $450^{\circ}\text{C}$  und  $500^{\circ}\text{C}$

nach der T-Transiente auf 850°C bedeuten nach den ZTU-Schaubildern von MANET ein Abfangen und isothermes Halten im umwandlungsfreien Raum. MANET-I und MANET-II zeigen ein extrem verzögertes Umwandlungsverhalten in der Perlitstufe [8]. Das ZTU-Schaubild von MANET-I zeigt erst bei der sehr langsamen Abkühlgeschwindigkeit von 0,2°/min ( $\approx$  25 h Haltezeit bei 700°C) nur 2% Perlit. Bei MANET-II wird auch bis zu diesem Bereich noch keine Perlitbildung beobachtet.

Die bei 450 und 500°C ermittelten Standzeiten mit vorlaufender Transiente  $\nearrow$ 850°C sind im Bild 21 in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen. Der schraffierte Bereich gilt für den angelieferten Referenzzustand (aus Bild 4) mit den Einzelwerten (x) für die Charge 50805. Bei 450°C Prüftemperatur werden praktisch gleiche Standzeiten ermittelt, d.h., die Anlaßwirkung durch den Temperaturanstieg wird scheinbar durch das kriechfestere Verhalten des gebildeten Austenitanteils ausgeglichen. Bei 500°C Prüftemperatur werden zu längeren Beanspruchungszeiten hin durch die vorangegangene T-Transiente die Standzeiten verkürzt, insbesondere bei den Versuchen mit der längeren Durchlaufzeit oberhalb  $A_{c1b}$  (18-30 min). Allerdings ist der Unterschied nicht so ausgeprägt wie bei der PSB-Variante RNO-D (1.4914). In gleicher Weise wie auf die Bruchzeit wirkte sich die vorlaufende T-Transiente bei MANET-II auf die Zeit bis zum Erreichen von 1% Kriechdehnung aus (Bild 22). Die Primärdaten aller Versuche dieser Reihe sind in der Tabelle 15 zusammengestellt. Daß bei dieser Versuchsführung z.T. größere Streuungen in den Einzeldaten auftreten, wird verständlich, wenn man berücksichtigt, daß der Transienten-Verlauf in der Zeitstandprüfanlage nicht exakt reproduzierbar ist und bei unterschiedlichen Durchlaufzeiten oberhalb  $A_{c1b}$  und möglichen Unterschieden von 10°C bei der Maximaltemperatur die Menge des gebildeten Austenits erheblich beeinflusst wird. Das geht auch aus den Befunden der Nachuntersuchungen an den gefahrenen Zeitstandproben hervor. In der Bildtafel 23 ist das Gefüge des Referenzzustandes (a) nach einem Zeitstandversuch bei 450°C den Befunden von Proben mit vorlaufender T-Transiente gegenübergestellt. Während die Probe mit 11'  $>$   $A_{c1b}$  und nachfolgendem Zeitstandversuch bei 450°C (b) lichtmikroskopisch ein dem Referenzzustand fast identisches Gefüge aufweist, haben die mit 10' bzw. 30'  $>$   $A_{c1b}$  und Zeitstandversuch bei 500°C gefahrenen Proben (c+d) einen deutlich erkennbaren größeren Anteil an feinem martensitischem Gefüge, das sich bei der Abkühlung der Probe nach dem Versuch aus dem Austenitanteil gebildet hat.

Entsprechend unterschiedlich sind auch die Härtewerte, die nach dem Versuch an den Proben gemessen werden (Bild 24 a). Eine klare Korrelation mit der unterschiedlichen Zeit  $>$   $A_{c1b}$ , den unterschiedlichen Standzeiten und der Anlaßwirkung in der Aufheizphase bis  $A_{c1b}$  ist nicht möglich. Die Härtewerte der Proben

ohne T-Transiente (Bild 24 b) zeigen dagegen die hervorragende Anlaßbeständigkeit des MANET-II-Referenzzustandes. Bei Prüftemperaturen bis 600°C und Beanspruchungszeiten bis 10<sup>4</sup> std liegen die Werte noch im Bereich des Ausgangszustandes. Erst bei höheren Prüftemperaturen ist eine zusätzliche Anlaßwirkung erkennbar, wohingegen bei der RNO-D-Variante aus dem PSB-Programm die Anlaßwirkung schon deutlich früher und stärker einsetzt (s.a. Bild 13 in [8]).

## 5. Diskussion und Zusammenfassung

Die umfangreichen Zeitstanduntersuchungen an mehreren Chargen und Halbzeugabmessungen von MANET-II bestätigen die schon im Rahmen der Charakterisierungsuntersuchungen [8] gewonnene Erkenntnis, daß dieser martensitische Stahl eine sehr gute Kombination von hohen Festigkeitseigenschaften und guten Zähigkeitseigenschaften aufweist. Auch zeichnet er sich bei Langzeitbeanspruchung im Temperaturbereich 450-650°C durch eine hohe Strukturstabilität aus, d.h. der durch die Referenz-Vergütungsbehandlung eingestellte Gefügestand bleibt weitgehend erhalten. Einen ganz entscheidenden Anteil daran hat die Einhaltung eines bestimmten N/AL-Verhältnisses. Gegenüber MANET-I wurde neben kleineren Modifikationen in der chemischen Zusammensetzung, insbesondere der Anteil des durch den Oxidationsprozeß eingebrachten Restaluminiumgehaltes begrenzt, nach der Empfehlung  $N - 100 \geq Al \cdot 0,52$  [ppm]. Dadurch ergibt sich ein größerer effektiver N-Gehalt, und die Rekristallisationsneigung und die Vergrößerung der M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen wird unterbunden bzw. verzögert [7, 16]. Der Einfluß auf die Zeitstandeigenschaften wird im Vergleich MANET-I/MANET-II im Bild 25 demonstriert. Die Zeitstandhauptkurven von MANET-I für 1% Dehnung und Bruch zeigen einen ausgeprägten S-Schlag mit stark abfallenden Spannungswerten infolge struktureller Änderungen auf Grund des negativen N/AL-Verhältnisses (N-Defizit). Bei MANET-II dagegen liegt nach stöchiometrischer Rechnung noch ein N-Überschuß von 290 ppm vor und ein erheblicher Spannungsgewinn für die 1%-Zeit-Dehngrenze und Zeitstandfestigkeit. Diese für die Ausleger wichtigen Kennwerte sind im Bild 26 für MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur für Beanspruchungszeiten von 10<sup>3</sup>-10<sup>5</sup> std dargestellt (aus Bild 4 + 5 entnommen bzw. für 10<sup>5</sup> std extrapoliert). Diese Daten können als konservativ angesehen werden, denn es wurde gezeigt, daß die unter Betriebsbedingungen vergüteten, z.T. sehr großen Halbzeugabmessungen, etwas niedrigere Festigkeitskennwerte ergeben als die unter Laborbedingungen vergüteten kleineren Proben bzw. Probenrohlinge.

Eine Vergütung mit niedrigeren Anlaßtemperaturen (700 bzw. 600°C) führt zwar zu deutlich höheren Festigkeitswerten im Zugversuch und bei kürzeren Zeiten im Zeitstandversuch, jedoch sind damit deutlich niedrigere Duktilitätskennwerte verbunden, und bei Langzeitbeanspruchung ist der Unterschied in den Zeitstandfestigkeitswerten nicht mehr signifikant.

Das Kriechverhalten von MANET-II kann als sehr gut bezeichnet werden und entspricht, im Vergleich zur RNO-D (1.4914)-Variante aus dem PSB-Programm, den Werten einer 50°C tieferen Prüftemperatur. Allerdings wurde auch bei MANET-II festgestellt, daß z.B. die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{\min}$  bei  $T \geq 550^\circ\text{C}$  nicht über den gesamten untersuchten Spannungsbereich gleich ist. D.h., es ergaben sich unterschiedliche Werte für den Spannungsexponenten  $n$  und eine Extrapolation über den experimentell abgedeckten Spannungsbereich hinaus zu tieferen Spannungen hin ist nur mit Einschränkung möglich.

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des Projekts Kernfusion des Forschungszentrums Karlsruhe durchgeführt und ist ein von den Europäischen Gemeinschaften geförderter Beitrag im Rahmen des Fusionstechnologieprogramms.

## 6. Literatur

- [1] K. Anderko  
"Zur Eignung warmfester Vergütungsstähle mit 9-12% Cr für Komponenten im Kern Schneller Reaktoren - ein Überblick".  
Journal of Nuclear Materials, 95 (1980) S. 31-43
  
- [2] D.R. Harries  
"Ferritic alloys for use in nuclear energy technologies".  
Top. Conf. on Ferritic steels for high-temperature applications,  
Snowbird, Utah, 19-23. Juni 1983
  
- [3] C. Wassilew, K. Ehrlich, K. Anderko  
"Post-irradiation creep rupture properties of the 12% chromium martensitic steels 1.4914 and 1.4923".  
Conf. on dimension stability and mechanical behaviour of irradiated metals, Brighton, G.B., April 1983, BNES, Vol. I, S. 161-164

- [4] R.R. Solano  
"Materiales de primera pared en reactores de fusion por confinamiento magnetico".  
Energia Nuclear-Espana 29 (157) Sept./Okt. 1985
  
- [5] K. Ehrlich, K. Anderko  
"Metallische Werkstoffe als Erste-Wand-Materialien für zukünftige Fusionsreaktoren".  
Journal of Nuclear Materials 171 (1990) S. 139-149
  
- [6] M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger  
"Untersuchungen zum Vergütungsverhalten, Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften am martensitischen Stahl 1.4914 (NET-Charge MANET-I).  
KfK 4561, Juni 1989
  
- [7] M. Schirra, K. Anderko  
"Anomalies in creep-curves of martensitic 9-14% chromium steels under long term loading".  
steel research 6/90, p. 242/250
  
- [8] M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann  
"MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften".  
KfK 5177, Mai 1993
  
- [9] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer  
"Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung".  
KfK 5245, Oktober 1993
  
- [10] K.J. Irvine, D.J. Crowe, F.B. Pickering  
"The physical metallurgy of 12% chromium steels".  
Journal of The Iron and Steel Inst., August 1960, S. 386-405

- [11] M. Schirra  
"Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.-Nr. 1.4914) mit ab-gesenktem Stickstoffgehalt".  
KfK 3640, August 1984
- [12] M. Schirra, K. Ehrlich, S. Heger, M.T. Hernández, J. Lapeña  
"OPTIFER, ein weiterer Schritt zur Entwicklung niedrigaktivierender martensitischer Stähle".  
FZKA 5624, November 1995
- [13] F.R. Larson, J. Miller  
"A time-temperature relationship for rupture and creep stresses".  
Trans. ASME 74 (1952) 765/75
- [14] M. Schirra, H. Finkler  
"Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen Stähle mit 8-14% Cr".  
FZKA 5607, September 1995
- [15] M. Schirra  
"Creep rupture and creep behaviour of martensitic X 18 CrMoVNb 11.1 type steel at elevated temperatures and after a temperature transient.  
steel Research No 6/93, p. 322-330
- [16] E. Materna-Morris, M. Schirra  
"Mikrostrukturelle Untersuchungen zur Klärung von beobachteten Krie-  
chanomalien in martensitischen 9-14% Chromstählen".  
14. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle  
und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf,  
19.11.1991



**MANET-II Chem. Zusammensetzung gem.  
Saarstahl-Abnahmeprüfzeugnis  
(Stückanalyse)**

**Tabelle 1**

	Spezifik.*	Chg. 50803	Chg. 50804	Chg. 50805	Chg. 50806	Chg. 50761	Chg. 50757
C	0,10-0,12	0,11	0,11	0,10	0,10	0,11	0,11
Si	0,10-0,30	0,18	0,19	0,14	0,18	0,27	0,28
Mn	1,00-1,25	0,85	0,78	0,75	0,76	0,94	0,96
P	<0,005	0,005	0,003	0,005	0,004	0,005	0,007
S	<0,005	0,004	0,004	0,0045	0,005	0,004	0,004
Cr	10,0-10,8	10,3	10,3	10,3	10,37	10,3	10,3
Ni	0,50-0,70	0,65	0,68	0,65	0,65	0,62	0,65
Mo	0,50-0,65	0,58	0,61	0,57	0,58	0,56	0,57
V	0,15-0,25	0,19	0,20	0,19	0,21	0,20	0,21
Nb	0,10-0,20	0,14	0,14	0,14	0,16	0,15	0,15
B	0,007-0,009	0,0072	0,0073	0,0075	0,0075	0,0089	0,0085
N	0,03-0,04	0,030	0,031	0,031	0,032	0,030	0,027
Al	<0,02**	0,012	0,004	0,004	0,007	0,006	0,009
Co	<0,01	0,006	0,005	0,007	0,005	0,006	0,010
Cu	<0,01	0,010	0,010	0,010	0,010	0,007	0,015
As	<0,01	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,008
Sb	<0,003	0,0004	0,0002	0,0004	0,0002	0,0002	0,0002
Sn	<0,01	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001
Zr	0,015-0,035	0,014	0,008	0,028	0,008	0,009	0,007
Ä <sub>Cr</sub> Ä <sub>Ni</sub>		12,79 5,13	12,86 5,15	12,65 4,81	12,97 4,84	12,98 5,15	13,08 5,13
Abmes- sung	* v. 22.11.88 ** Abspr. v. 13.7.89	Blech 30 mm	Blech 30 mm	Blech 20; 6 mm	Blech 12; 8; 4mm	Stab Ø6; 12; 20 4kt.100* *geschmie- det	Stab Ø95mm

Tabelle	Charge	Abmessung	Zustand	Prüftemperaturen °C	Proben-	
					do x Lo	Lage
3	50806	12 mm Blech	Anl. = 965°2h + 1075°30' + 750°2h	450, 500, 550, 600	∅5x25	längs
4	50806	12 mm Blech	Anlieferungszustand	650, 700 / 450	∅5x25	längs/quer
5	50806	12 mm Blech	Anlieferungszustand	500, 550, 600, 650	∅5x25	quer
6	50805	20 mm Blech	Anlieferungszustand	450, 500, 600, 650, 700	∅8x50	längs
7	50803	30 mm Blech	Anlieferungszustand	500, 550, 600, 650	∅8x50	längs
	50761	∅6 mm Stab	Anlieferungszustand	500, 600	∅3x35	längs
8	50761	∅12 mm Stab	Anlieferungszustand	400, 450, 500, 550, 600	∅5x25	längs
9	50761	∅12 mm Stab	Anlieferungszustand	650, 700 / 400, 600, 700	∅5 u. ∅8	längs
10	50761	∅20 mm Stab	Anlieferungszustand	450, 500, 550, 600, 650, 700	∅8x50	längs
11	50761	∅22 mm Stab	IMF: 1075°30'V/V + 750°2hV/V	500, 550, 600, 650, 700	∅5x25	längs
12	50761	∅12 mm Stab	IMF: 1075°30'V/V + 700°2h	600, 650	∅5x25	längs
	50761	∅12 mm Stab	IMF: 1075°30'V/V + 600°2h	600, 650	∅5x25	längs
13	50803	30 mm Blech	IMF: 1075°30'/L + 750°2h/L	450, 500, 600, 650	∅8x50	längs
			IMF: 1075°30'/L + 700°2h/L	450, 500	∅8x50	längs
14			IMF: 1075°30'/L + 700°2h/L	550, 600, 650	∅8x50	längs
			IMF: 1075°30'/L + 600°2h/L	500, 550, 600, 650	∅8x50	längs
15	50805	20 mm Blech	Anl. + Transiente ↗850 ↘PT	450, 500	∅8x50	längs

Anl. = Vom Hersteller unter Betriebsbedingungen vergütet

IMF = Als Probe oder Probenrohling unter Laborbedingungen vergütet

Zeitstandversuche

12 mm Blech; Probe:  $\varnothing$  5 x 25 mm (doxLo)

Anl.-Zust.: 965°2h + 1075°30' + 7502h

Vers. Nr. 3 . . . = Versuche in Normalatmosphäre, Vers. Nr. 2 . . . Versuche unter Vakuum

Tabelle 3

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ x10 <sup>-6</sup> /h
MANET-II ZSV	2281	450	460	38	0,36	-	0,5	3	9	20	34		20,4	75,0	740
50806 ZSV	2282		440	125	0,32	0,5	1,5	8,5	28	63	108		25,2	77,0	243
Anliefer- zustand ZSV	2276		420	483	0,28	1	3	26	92	225	404		26,8	77,0	67
Längsprobe ZSV	2288		420	543	0,28	1,5	5	32	114	273	474		22,4	80,6	53
	2294		400	1154	0,28	1,5	6	56	225	560	1017		26,4	77,0	27
	3461		380	4602	0,20	5	24	265	1150	2680	4248		20,0	74,9	5,5
	3465		360	8369	0,16	6	48	680	2550	5620	8046		23,2	76,9	2,8
	3382	500	400	13	0,32	0,1	0,3	1,3	3,3	6,4	12		21,4	80,6	2466
	3383		350	112	0,24	0,3	1	6	19	46	93		24,8	82,4	369
	3441		320	749	0,16	1	3	21	80	256	630		24,0	82,2	54
	3389		300	3208	0,20	2	9	70	315	1155	2838		23,2	76,9	11
	3400	550	320	8	0,24	-	0,1	0,5	1,3	2,8	6		26,8	83,9	2800
	3384		260	293	0,16	-	0,5	5,5	26	95	235		21,2	83,9	156
	3419		240	955	0,18	0,5	2	18	107	397	813		32,0	82,4	34
	3401		220	3021	0,16	1	6	100	605	1895	2820		22,0	78,8	7
ZSV	2239	600	240	9	0,24	-	-	0,25	1,2	3,7			24,0	84,1	3333
	3392		200	186	0,20	0,15	0,7	9,5	42	102	168		22,8	80,7	144
ZSV	2240		160	822	0,16	0,5	1	46	270	607	807		17,2	73,0	20
ZSV	2247		140	2500	0,10	0,6	4,5	250	1175	2135	2482		15,6	68,8	5

Zeitstandversuche

Tabelle 4

Fortsetzung von Tab. 3

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_n$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{r0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
Längsproben	3468	650	160	18	0,18	0,1	0,3	1,6	4,7	9,8	14		29,6	84,1	1540
ZSV	2242		140	97	0,12	0,3	1,2	13	37	66	89		27,2	85,6	148
ZSV	2255		120	316	0,16	0,5	2,5	40	133	238	305		20,8	77,0	52
ZSV	2243		100	902	0,12	2	32	208	535	804	896		14,4	68,8	13
ZSV	2257		80	5458	0,10	4	105	1605	3490	5089	-		13,2	61,6	1,8
	3469	700	120	6	0,20	0,1	0,3	1,2	2,4	3,7	4,8		29,2	87,1	3000
	3470		100	26	0,12	0,3	1,5	6,5	13	19	24		24,0	85,6	540
ZSV	2310		80	84	0,12	4	12	30	48	64	79		30,8	89,6	120
ZSV	2309		70	152	0,10	0,8	5	33	68	106	140		30,4	87,0	83
ZSV	2260		60	374	0,08	5	28	106	192	283	353		30,8	82,4	37
ZSV	2305		50	406	0,08	3	17	87	192	285	376		28,0	85,6	41
ZSV	2261		40	1620	0,10	40	95	315	660	1090	1463		45,6	85,1	13
Querproben	3444	450	460	41	0,36	0,3	0,7	3,7	10	21	36		24,4	74,9	763
ZSV	2283		440	157	0,36	0,4	1,4	11	36	82	140		20,0	77,0	198
	3452		420	273	0,24	1	4,5	26	73	150	241		22,0	77,0	107
ZSV	2295		400	832	0,28	1	5	49	171	414	727		22,0	80,7	38
	3462		380	4392	0,28	2	17	225	982	2390	4064		20,8	75,0	6,2

Zeitstandversuche

Tabelle 5

Fortsetzung von Tab. 4

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{10},1\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},2\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},5\%}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
Querproben	3424	500	350	160	0,32	0,4	1,6	8,5	26	67	133		24,0	77,0	243
	3415	"	320	786	0,28	1	3,5	25	91	273	632		27,2	84,0	52
	3428	"	300	3887	0,12	2,5	7	65	320	1262	3324		23,2	80,7	9,8
	3394	550	260	480	0,16	1	2	16	80	248	448		24,0	80,6	58
	3402	"	240	1481	0,16	1	3	30	180	660	1297		33,6	80,6	18
	3404	"	220	4651	0,16	1,5	13	290	1650	3580	4575		21,2	77,0	3,5
ZSV	2238	600	240	15	0,24	-	0,1	0,5	2,2	7,1	14		21,6	84,1	1980
	3393	"	200	179	0,16	0,3	1,3	15	56	118	171		23,6	80,6	133
ZSV	2241	"	160	1776	0,12	-	0,5	69	605	1362	1708		23,2	77,1	6,2
ZSV	2249		140	4309	0,32	29	210	1600	3125	3902	4260		18,0	73,0	1,7
ZSV	2248	650	140	137	0,16	0,4	0,8	14	53	97			24,0	84,1	112
ZSV	2250	"	120	346	0,12		2	46	145	255	325		26,4	80,7	46
ZSV	2245	"	100	2255	0,12	13	102	670	1440	1970	2217		24,8	77,0	5,2
ZSV	2264	"	80	5837	0,08	0,5	15	880	2740	4960	5797		14,4	64,0	2,5

Zeitstandversuche

20 mm Blech; Probe:  $\varnothing$  8 x 50 mm (doxLo)

Tabelle 6

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3511	450	440	88	0,4	0,4	1,3	7	22	48	83		17,0	73,7	337
50805	3512	450	380	4396	0,28	3	20	280	1455	3070	4296		16,0	77,4	4
Anl.-Zustand															
ZSV	2400	500	340	188	0,24	0,8	1,6	8,1	26	69	147		29,2	77,5	240
ZSV	2386	500	300	2598	0,19	1	6	57	265	905	2168		21,0	79,8	15
MANET-II	3395	600	220	43	0,2	0,1	0,2	1,3	5,1	16	40		22,4	85,0	880
50805	3396	"	180	640	0,16	0,2	2,5	36	165	392	603		19,0	82,0	36
Anliefer-	3386	"	160	1124	0,12	1,5	8	105	424	856	1107		16,6	81,9	15
zustand ZSV	2300	"	140	3279	0,12	2	60	980	2045	2780	3163		30,6	86,0	2,7
ZSV	2267	650	140	87	0,12	1,1	2,8	13	31	54	78		26,4	85,1	266
ZSV	2252	"	120	251	0,14	-	1,5	27	92	171	237		18,0	83,0	38
ZSV	2287	"	100	915	0,10	1	19	190	475	752	897		16,4	79,8	15
ZSV	2273	"	80	5078	0,06	3	150	1350	3170	4513	4980		25,0	84,2	2,3
	3391	"	60	11291	0,10	63	660	6250	10780	11242	-		15,8	66,8	0,4
ZSV	2320	700	70	92	0,10	0,8	4,3	21	43	65	86		25,4	91,0	170
ZSV	2321	"	50	527	0,08	3	21	105	223	365	481		33,2	91,0	34

Zeitstandversuche

30 mm Blech;  
 Anl.-Zust.: 965°2h + 1075°30' + 750°2h  
 Vers. Nr. 3 ... = Versuche in Normalatmosphäre, Vers. Nr. 2 ... Versuche unter Vakuum

Tabelle 7

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3388	500	300	1770	0,22	1	5	44	191	629	1509	∅8x50	20,0	80,8	22
50803	3385	550	280	136	0,22	-	0,2	2,5	11,5	41	102		26,8	81,9	324
Anl.-Zust.	3390	"	240	1478	0,14	0,5	1,5	29	177	635	1309		22,0	84,0	18
Bez. 39	3397	600	220	24	0,20	-	0,1	0,9	3,5	10,5	21,5		18,0	84,0	1317
	3398	"	180	416	0,16	0,5	2	29	126	281	406		16,4	82,9	48
	3387	"	160	786	0,16	1	4,5	62	249	545	762		17,0	77,3	26
ZSV	2329	"	120	6158	0,10	4	110	2320	4760	5750	6127		16,6	80,9	1,3
ZSV	2327	650	120	188	0,12	0,4	2,8	31	86	146	183		17,2	81,9	82
50761	3629	500	400	32	-	-	-	0,4	1,4	3,4	16	∅3x35	21,4	75,1	3000
Anl.-Zustand	3630	500	360	198	-	-	0,5	2	8,5	30	110		17,7	75,1	423
∅ 6mm Stab	3632	500	340	358	-	-	1	4	14	48	138		19,1	71,7	233
	3635	500	320	5986	-	-	1,5	20	145	1340	5716		10,0	56,1	5,4
ZSV	2265	600	220	45	0,43	-	0,2	1,3	4	13	37		25,5	81,0	1503
ZSV	2275	600	180	739	0,23	-	24	230	48	625	707		20,0	61,7	11
ZSV	2279	600	160	749	0,37	-	15	150	412	604	718		20,9	64,7	24
ZSV	2286	600	160	830	0,31	-	23	254	557	713	800		18,9	67,9	16
ZSV	2296	600	140	1003	0,29	-	95	576	767	873	954		28,3	75,7	7

Zeitstandversuche

Ø 12 mm Stabmaterial; Probe Ø 5 x 25 mm

Tabelle 8

Fortsetzung v. Tab. 7

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3611	400	520	833	0,52	1	5	40	155	363	705		21,2	75,0	46
50761	3543	400	500	2809	0,28	3	21	240	810	1933	2762		16,8	75,0	13
Anl.-Zustand	ZSV 2415	400	460	lfd.	0,32	5	65	3000							
	ZSV 2416	400	440	o.B.	0,30	3	55	9710	ohne	Bruch	beendet	bei	15500	std	<1%
	3542	450	440	222	0,28	1	3,5	22	65	134	208		20,8	70,8	120
	3520	450	420	988	0,20	2	8	79	305	644	938		22,8	77,0	22
	ZSV 2396	450	400	1784	0,24	1	5	65	300	852	1548		25,6	80,7	19
	3530	450	380	2023	0,20	3	12	155	670	1413	1973		20,8	77,0	8,4
	3539	450	360	14458	0,28	1	12	430	2730	7300	13610		22,4	85,4	2,2
	3537	500	340	455	0,40	0,2	1,5	15	60	184	398		21,6	78,8	122
	ZSV 2395	500	320	2107	0,12	3	10	73	260	802	1788		24,0	75,1	18
	ZSV 2417	500	300	6369	0,24	2	8	145	860	2840	5890		22,0	82,4	4,8
	3608	550	280	193	0,20	0,1	0,5	4	18	63	154		29,6	80,5	209
	3620	550	260	626	0,16	0,2	1	13	74	270	558		21,6	78,9	52
	3548	550	240	3917	0,18	2	19	280	1200	2810			22,0	72,9	4,6
	ZSV 2277	600	220	99	0,28	0,8	2,3	10,6	31	64	93		22,0	77,0	250
	2274	600	180	476	0,20	0,3	1,2	20	117	300	452		20,0	75,0	45
	ZSV 2268	600	160	2787	0,12	1,5	12	365	1760	2583	-		10,8	53,9	2,7



Zeitstandversuche

Stabmaterial:  $\varnothing$  12 mm

**Tabelle 9**  
Fortsetzung von Tab. 8

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{r0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3621	650	150	80	0,12	1	3	21	45	66	79	$\varnothing$ 5x25	24,0	80,6	193
50761	3612	650	120	508	0,12	0,5	9	97	235	397	491		23,2	68,7	31
Anliefer-- zustand	ZSV ZSV	2312 2340	650 700	80 70	5870 258	0,10 0,04	22 2	400 26	1960 100	3950 171	5420 226		9,6 28,0	32,7 77,0	1,7 37
	ZSV	2335	"	50	800	0,08	1	13	106	287	515		33,2	72,8	30
	ZSV	2341	"	40	2020	0,04	25	160	710	1370	1766		28,8	64,1	5,6
		3566	400	540	166	0,22	3	14	61	127	165	$\varnothing$ 8x50	16,0	73,7	63
	ZSV	2285	600	240	14	0,26	-	-	0,5	2,5	6,5		19,4	84,1	2425
		3439	"	220	251	0,20	0,2	1,5	20	84	179		14,8	76,3	76
		3440	"	180	1762	0,11	1,3	13	215	815	1480		16,2	66,8	8,1
		3459	"	160	3702	0,16	1	20	612	2285	3274		13,6	48,9	3,2
	ZSV	2313	700	70	150	0,12	1,3	8,5	39	77	106		18,1	78,7	95
	ZSV	2314	"	50	622	0,05	8	40	149	304	477		22,0	79,8	27
	ZSV	2322	"	40	2340	0,03	29	123	570	1180	1800		25,2	72,4	6,4

## Zeitstandversuche

Ø 20 mm Stabmaterial

Tabelle 10

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{r0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{r0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3471	450	440	291	0,30	0,8	2,8	17,5	62	151	279	Ø8x50	18,0	77,4	100
50761	2334	"	420	1541	0,24	6,5	27	145	422	880	1423		18,6	77,5	18
Anliefer- zustand	3474	"	400	1452	0,27	1,5	8,5	73	381	976	1365		19,4	76,3	13
	3411	500	360	175	0,26	0,4	1,3	8	27	71	147		21,0	79,7	208
	3412	"	340	399	0,24	0,2	1,5	16	55	153	349		19,2	80,8	101
	3420	"	320	1817	0,18	2	7	49	204	645	1535		22,0	81,9	22
	3408	550	320	20	0,23	0,1	0,2	0,7	2,3	6,3	14		26,4	84,0	2300
	3409	"	280	239	0,17	0,15	0,6	4,5	22	71	192		23,6	83,0	172
	3423	"	260	484	0,20	0,3	1	9,5	54	202	440		18,0	80,9	94
	3431	"	240	1620	0,18	0,5	2	35	200	755	1478		19,2	77,4	18
	3403	600	220	81	0,25	0,1	0,6	8	26	56	76		19,0	83,0	255
	3410	"	180	828	0,05	6	60	250	510	720	822		14,8	76,2	8,8
	3421	"	160	1891	0,15	1	13	280	1075	1735	1888		7,2	63,9	6,1
ZSV	2328	"	140	4667	0,11	2	40	1095	3130	4165	4603		15,0	57,8	2
ZSV	2284	650	150	81	0,16	0,2	1,2	11	32	58	77		19,6	80,9	285
ZSV	2319	"	130	303	0,12	0,7	5	57	156	253	299		14,0	69,8	45
ZSV	2289	"	100	2947	0,08	5	74	845	1940	2752	-		11,4	60,7	2,9
ZSV	2263	700	80	95	0,11	0,75	4	22	43	66	88		24,0	84,1	162
ZSV	2262	"	50	779	0,07	8	44	179	376	597	750		20,6	78,7	22
ZSV	2266	"	40	1813	0,05	16	75	340	790	1350	1735		21,0	73,8	5

Zeitstandversuche

Ø 22 mm Vormaterial (geschmiedet)  
1075°30'V/V + 750°2hV/V (IMF)

Tabelle 11

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{10},1\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},2\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},5\%}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II ZSV	2199	500	400	119	0,32	0,2	0,6	3,7	14	39,5	85	Ø5x25	24,4	80,7	364
50761	3339	500	340	5790	0,20	1,5	8	129	775	3100	5555		20,4	76,6	3,7
	3335	550	300	306	0,24	0,2	0,8	9	45	133	258		29,2	82,1	109
	3341	550	240	5523	0,16	1	8	430	2330	4455	5465		18,8	74,8	2,3
ZSV	2200	600	200	304	0,16	0,2	1,2	19	77	184	284		19,2	79	90
	3340	600	160	2036	0,16	3	34	325	1030	1678	1995		21,2	77,0	8
ZSV	2202	600	120	8706	0,08	2,5	100	2400	7250	8190	8554		19,2	77,0	0,53
ZSV	2201	650	100	1269	0,16	2	13	198	607	997	1237		28,4	82,4	11
ZSV	2196	650	80	2142	0,12	1	11	330	1056	1824	2118		14,0	68,4	6
ZSV	2198	700	60	140	0,08	0,6	4,5	20,5	45	79	121	-	37,6	92,2	188
ZSV	2197	700	40	1031	0,06	4	27	175	419	703	937		34,4	85,6	16

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3447	600	280	18	0,32	-	0,2	1,5	5	10,5			27,2	82,4	1200
50761	3464	"	240	192	0,12	0,8	5	40	99	153			20,0	73,0	67
1075° 30' V/V ZSV	2297	"	200	1210	0,16	2	14	215	515	1059			14,0	56,8	10
+700°2hV/V															
	3454	650	160	170	0,28	3	16	72	126	158			16,4	61,4	52
	3456	"	120	1724	0,08	7	100	730	1320	1626			15,2	56,3	2,4
ZSV	2306	"	100	4894	0,10	2	65	1350	3520	4505			17,2	59,4	1,3
1075° 30' V/V	3446	600	300	77	0,28	0,4	2	15	42	66	77		15,6	68,5	175
+600° 2h V/V	3449	"	260	224	0,28	1	4,5	50	155	212			12,8	53,7	45
	3455	"	220	1408	0,24	1	8	245	835	1266	1396		15,2	39,4	7,5
ZSV	2290	650	160	172	0,16	1,2	8	60	127	163			14,0	61,7	50
ZSV	2291	"	120	1188	0,10	1,5	20	310	840	1133			11,6	51,1	7,3
ZSV	2316	"	100	5822	0,12	15	170	1960	4070	5334			14,4	56,4	1,5

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{10,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{10,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{10,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{11\%}}$ h	$t_{\epsilon_{12\%}}$ h	$t_{\epsilon_{15\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$	
MANET-II	3631	450	450	278	0,24	0,5	4	41	126	224	275	Ø8x50	15,2	74,9	57	
50803	3634	450	430	1183	0,04	30	235	875	1183	-	-		16,0	80,9	3,5	
1075°30'/L	3591	500	380	130	0,20	0,5	2	16	46	89			19,6	80,8	170	
+750°2h/L	ZSV	2406	500	340	3549	0,22	0,5	8	180	775	2014	3368		17,8	73,8	8
	ZSV	2404	500	320	7670	0,22	1	24	390	1770	4740	7375		18,8	81,9	3,8
		3413	600	220	191	0,18	0,2	0,9	13	52	113	174		22,2	79,7	121
		3464	"	200	888	0,16	2	15	160	435	709	-		17,8	76,3	17
		3414	"	180	1571	0,12	1,5	18	260	797	1288	1532		18,0	71,2	8
		3427	"	160	2229	0,02	180	870	1940	2184	2227			13,4	69,8	1,2
	ZSV	2301	"	160	2507	0,13	5	81	860	1914	2395	2501		11,4	69,8	3,1
		3476	650	160	152	0,16	0,5	3,8	31	74	118	145		25,0	80,4	96
	ZSV	2298	650	140	261	0,14	1,2	8,8	72	164	237	-		13,8	76,3	45
	ZSV	2346	"	120	1098	0,08	3,5	65	445	750	983	-		18,4	78,7	6,6
	ZSV	2302	"	100	3499	0,10	18	160	1242	2560	3338	-		11,8	65,6	2,6
1075°30'/L		3633	450	500	245	0,12	12	50	156	227			Ø8x50	15,0	68,3	24
+700°2h/L	ZSV	2455	450	460	14339	0,22	5	62	1600	5030	11300	12650		16,0	69,8	1,4
		3596	500	440	72	0,25	0,2	1	7,5	25	51	71		16,0	76,2	307
	ZSV	2418	500	400	1948	0,26	1,5	6,5	109	507	1260	1908		15,6	75,2	12

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{f0,1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f0,5\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f2\%}}$ h	$t_{\epsilon_{f5\%}}$ h	Probe doxLo	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$	
MANET-II	ZSV	2446	550	350	233	0,30	2	5	25	72	147	221	∅8x50	21,2	82,0	108
50803		3642	550	320	414	0,06	9	65	260	385	-		17,0	75,9	14	
1075° 30'/L		3416	600	240	325	0,21	0,5	4,5	51	143	234	307		21,4	76,2	51
+ 700° 2h/L		3405	"	200	1225	0,22	2	21	305	840	1152		10,4	59,5	7,5	
		3406	"	160	5027	0,12	30	355	2920	4270	4803		15,0	78,6	2	
	ZSV	2278	650	180	90	0,2	0,5	1,9	18,5	51	77	88		15,2	73,8	145
	ZSV	2280	"	140	582	0,12	1	11	140	367	531	579		13,6	72,5	20
	ZSV	2293	"	100	4375	0,08	9	130	1235	2830	3900	4305		20,2	69,8	2,4
1075° 30'/L		3628	500	500	254	0,10	11	85	222	253	-		∅8x50	14,2	72,3	13
+ 600° 2h/L	ZSV	2452	500	460	2937	0,30	1,3	21	410	1485	2730			13,0	71,2	4,2
	ZSV	2447	550	400	164	0,30	0,5	4	30	73	135	146		14,8	77,4	108
	ZSV	2451	550	350	951	0,22	2	8	140	485	850	938		17,2	78,7	15
		3422	600	280	161	0,24	0,4	3,3	42	114	145			16,2	69,8	49
		3417	"	240	673	0,16	1,3	8,5	164	444	612	670		11,4	52,7	13
		3407	"	200	2097	0,14	2,5	26	800	1703	2032			9,2	45,7	3
	ZSV	2332	"	160	3444	0,14	7	130	1825	2908	3300			15,0	67,0	1,6
		3410	650	180	123	0,19	0,9	5	38	85	114	-		12,8	68,4	80
	ZSV	2331	"	160	192	0,16	2	10	61	129	169			18,0	73,8	51
		3453	"	140	839	0,12	4,5	29	242	549	753			17,4	76,2	13
	ZSV	2250	"	100	4222	0,08	9	95	1130	2710	3790	4202		13,0	59,6	2,5

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$t_{\epsilon_{10},1\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},2\%}$ h	$t_{\epsilon_{10},5\%}$ h	$t_{\epsilon_{1\%}}$ h	$t_{\epsilon_{12\%}}$ h	$t_{\epsilon_{15\%}}$ h	Zeit oberhalb $A_{C_{1b}}$	$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3577	450	440	120	1,76	6	17	40	73	116		6'	24,0	75,0	84
50805	3571	450	420	2416	6,6	60	505	1100	1583	2085		8'	26,0	75,3	0,3
Anl.-Zust.	3570	450	400	1311	1,36	300	393	555	778	1231		4'	24,8	74,8	18
+ $\nearrow$ 850° $\searrow$ 450°	3544	450	380	5194	5,5	740	1360	2000	2695	4040		11'	29,4	79,7	0,6
+ $\nearrow$ 850° $\searrow$ 500°	3572	500	340	233	3,68	2	24	87	135	183	216	9'	27,8	84,1	36
	3541	500	320	326	3,50	52	112	188	245	285		< 13'	20,0	81,2	13
	3549	500	300	1605	-	195	420	705	1000	1273	1478	< 13'	22,8	78,7	2,7
	3601	500	280	893	1,90	48	125	224	320	374	443	10'	39,8	82,9	22/180
	3619	500	250	8736	0,11	6	40	440	1570	4375		8'	19,8	80,9	3,4
	3581	500	300	654	0,98	245	365	523	580	634		18'	24,4	85,9	2
	3597	500	280	812	0,62	252	382	563	629	711		25'	31,0	79,7	2,5
	3545	500	260	729	1,44	115	195	305	377	438	503	> 15	22,0	82,9	5
	3609	500	250	1680	0,6	478	730	1024	1168	1427		30'	29,2	83,0	1,2

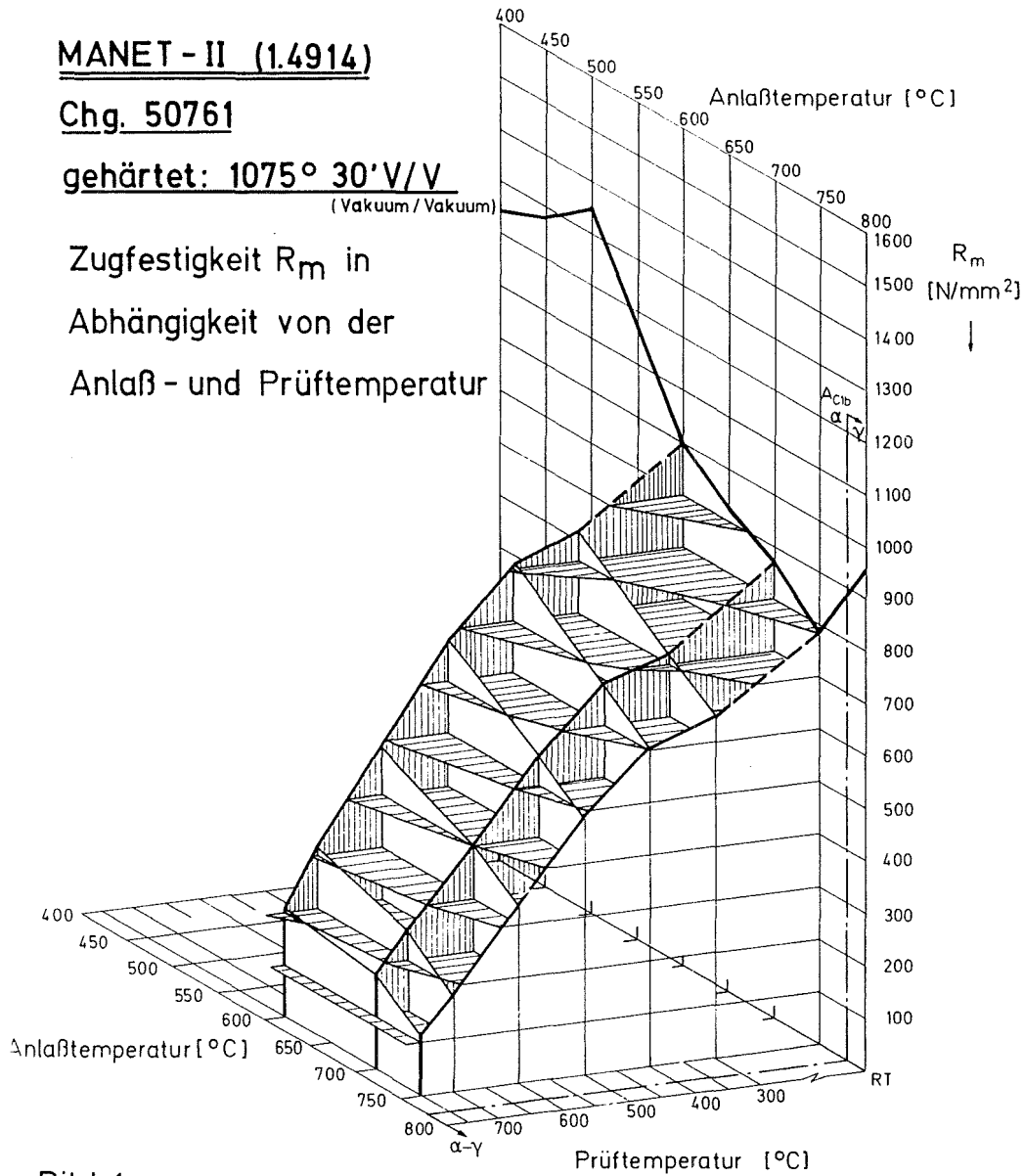
Vergleichsversuche ohne T-Transiente, s. Tabelle 6

**MANET - II (1.4914)**

**Chg. 50761**

**gehärtet: 1075° 30' V/V**  
(Vakuum/Vakuum)

Zugfestigkeit  $R_m$  in  
Abhängigkeit von der  
Anlaß- und Prüftemperatur



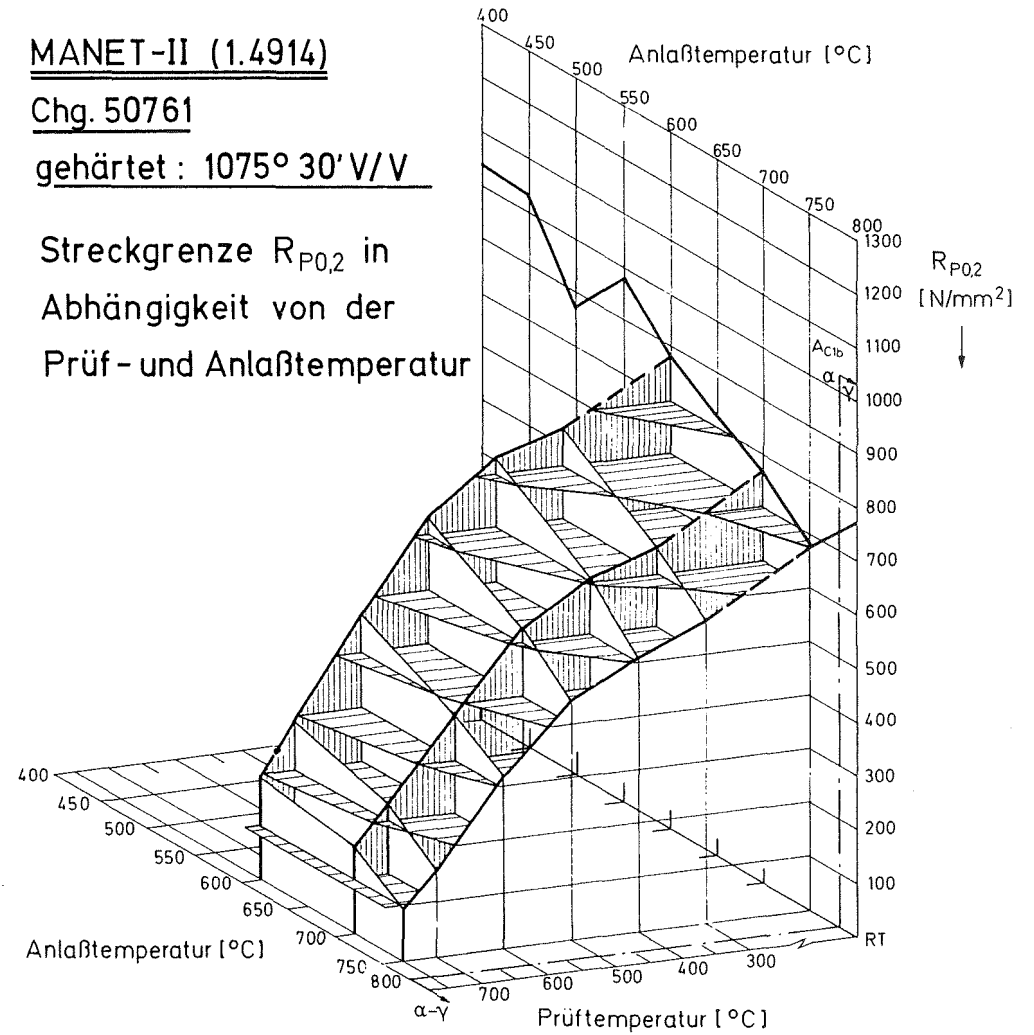
**Bild 1a**

**MANET-II (1.4914)**

**Chg. 50761**

**gehärtet: 1075° 30' V/V**

Streckgrenze  $R_{P0,2}$  in  
Abhängigkeit von der  
Prüf- und Anlaßtemperatur



**1b**



RNO-D(1.4914 Chg. 51482

MANET-II Chg. 50761

○ ——— 1075° 30' / Luft  
 ● - - - / Wasser

△ ———  
 ▲ - - -

Probe:  $\phi 3 \times 35 \text{ mm}$  ( $d_0 \times L_0$ ) Prüftemp.: RT

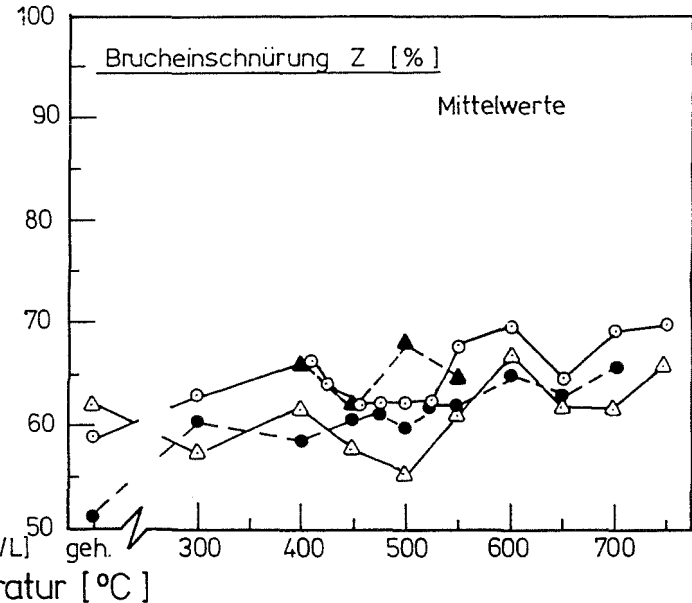
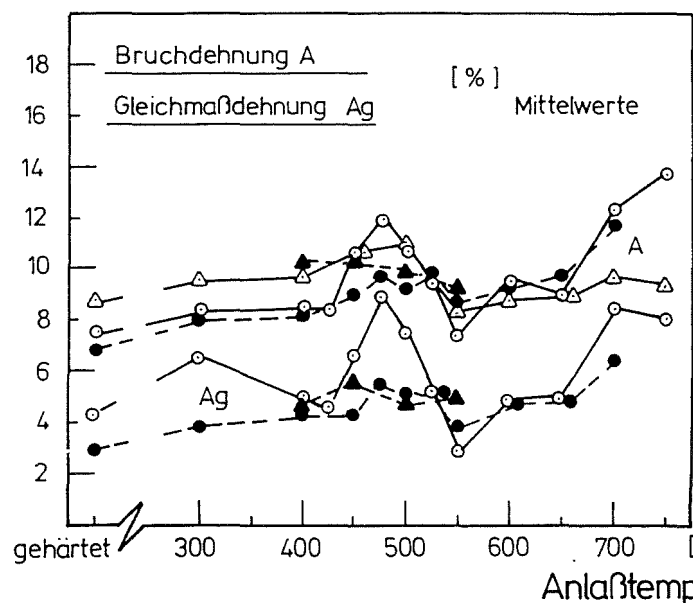
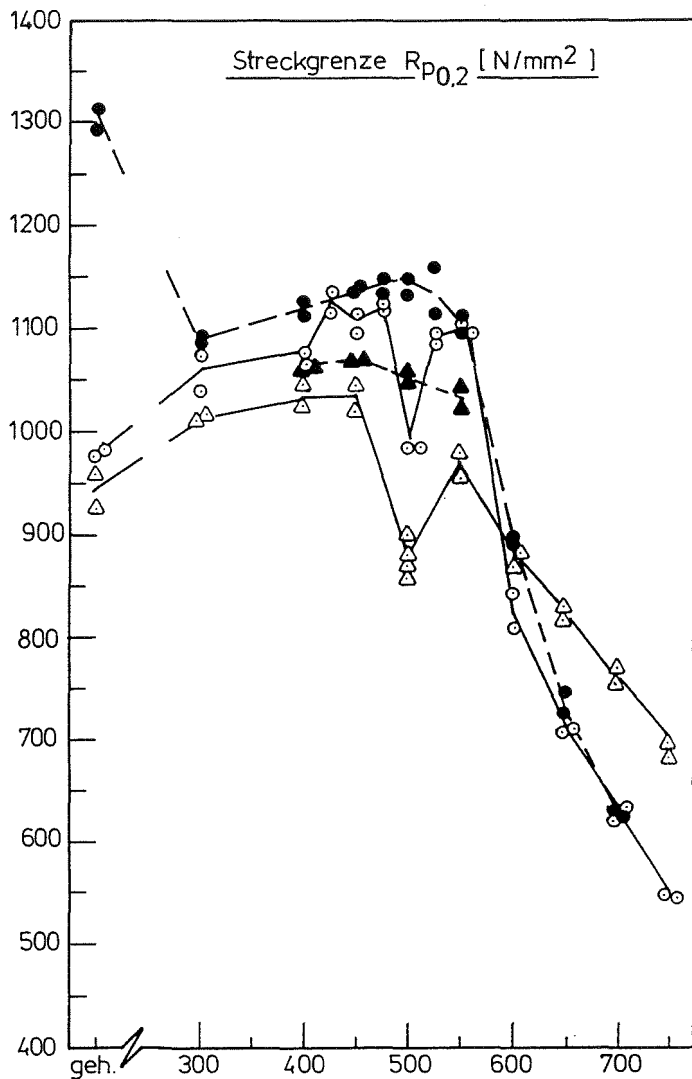
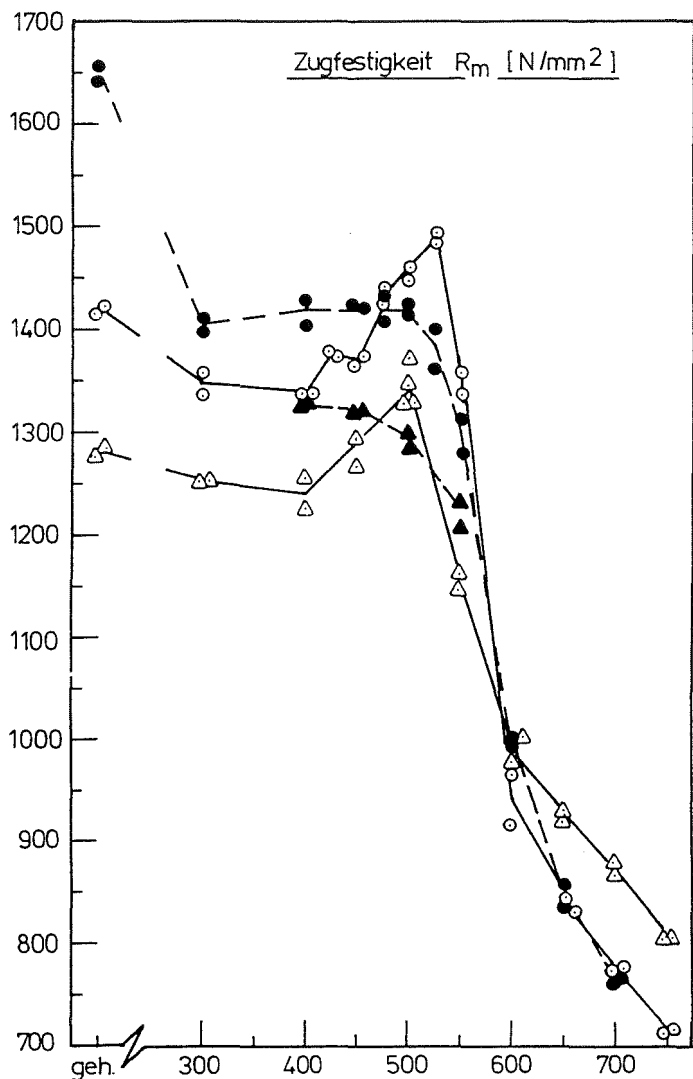


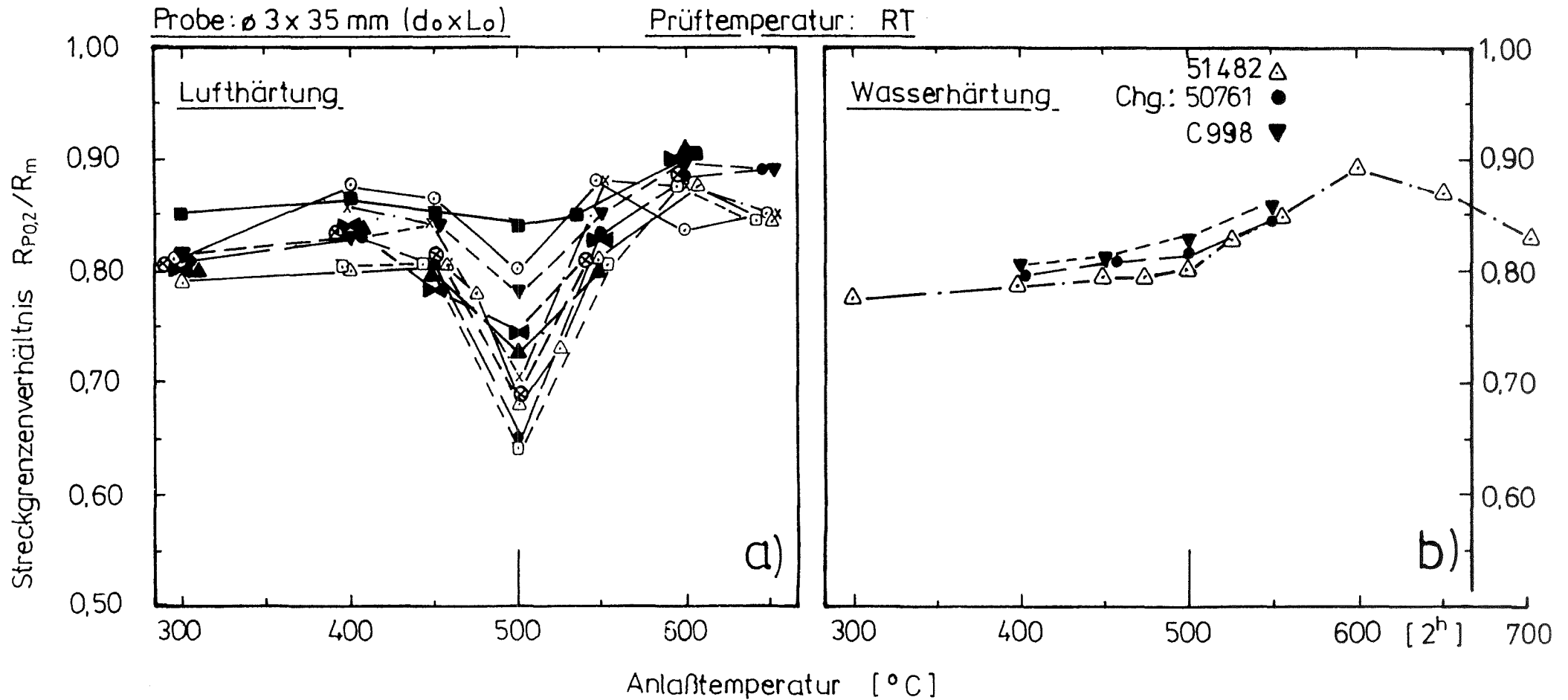
Bild 2 : Vergleich der Zugfestigkeitseigenschaften von zwei martensitischen 10,5% Cr-Stählen nach Luft- bzw. Wasserabkühlung.

○ MANET-I Chg. 53645 1075°30'/Luft C=0,14%<sup>x)</sup>  
 ● MANET-II " 50761 — " — C=0,11%  
 ▼ 1.4914 -X1 " C 998 — " — C=0,11%  
 x 1.K.Chg. 51482 975°30'/Luft C=0,17%  
 △ " " 1075°30'/Luft  
 □ " " 1125°30'/Luft

**OPTIFER**

⊗ Chg. 664 W-Ce 1075°30'/Luft C = 0,10  
 ▲ " 667 W-Y " C = 0,12  
 ■ " 666 Ta-Ce " C=(0,12)<sup>x)</sup>  
 ⊠ " 668 Ge-Ce 950°2h/Luft C=0,125

x) Zr- bzw. Ta-Primärkarbide



**Bild 3 :** Einfluß der Anlaßtemperatur auf das Streckgrenzenverhältnis bei Raumtemperatur verschiedener martensitischer Stähle mit 9-11% Cr

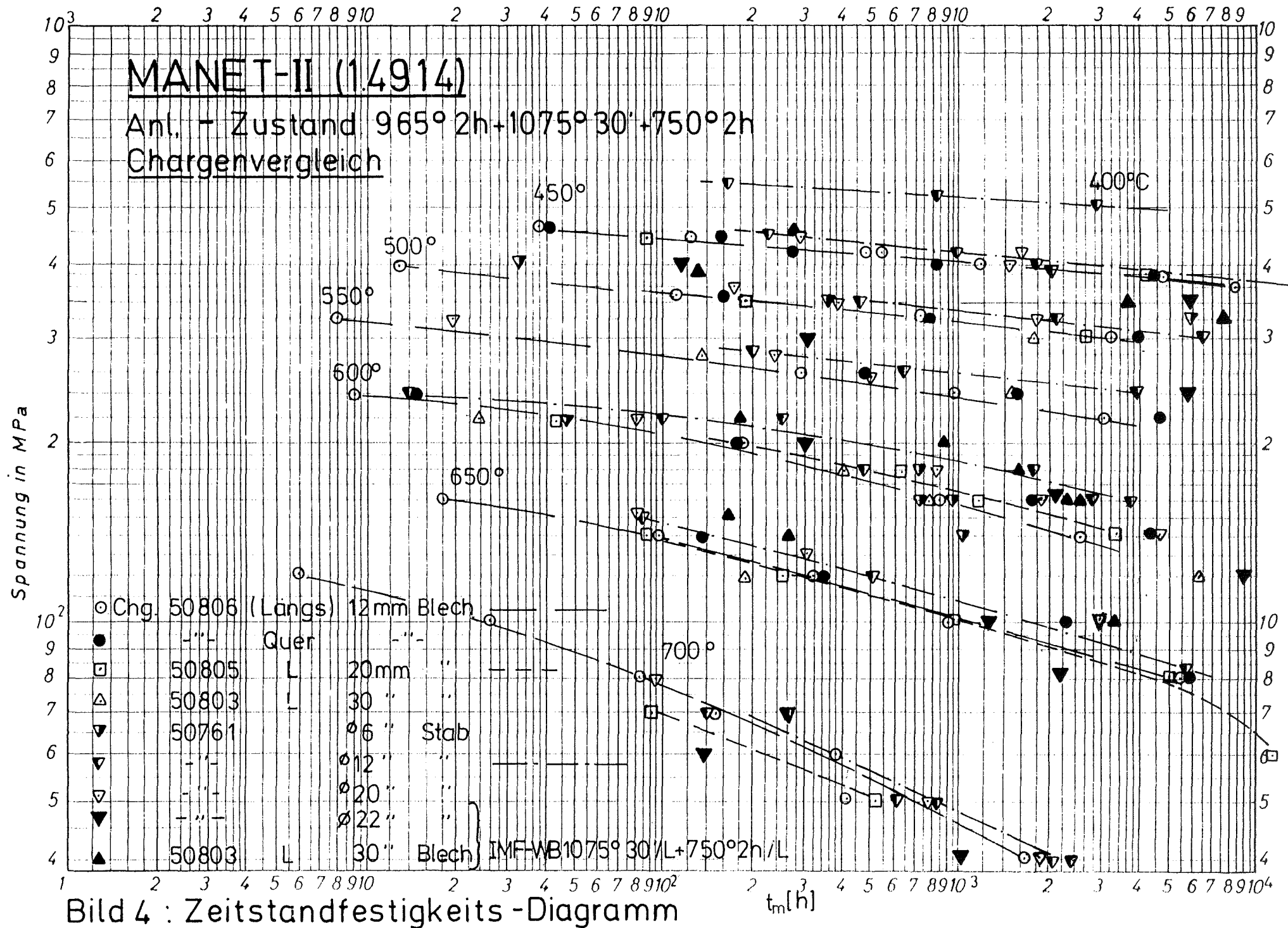
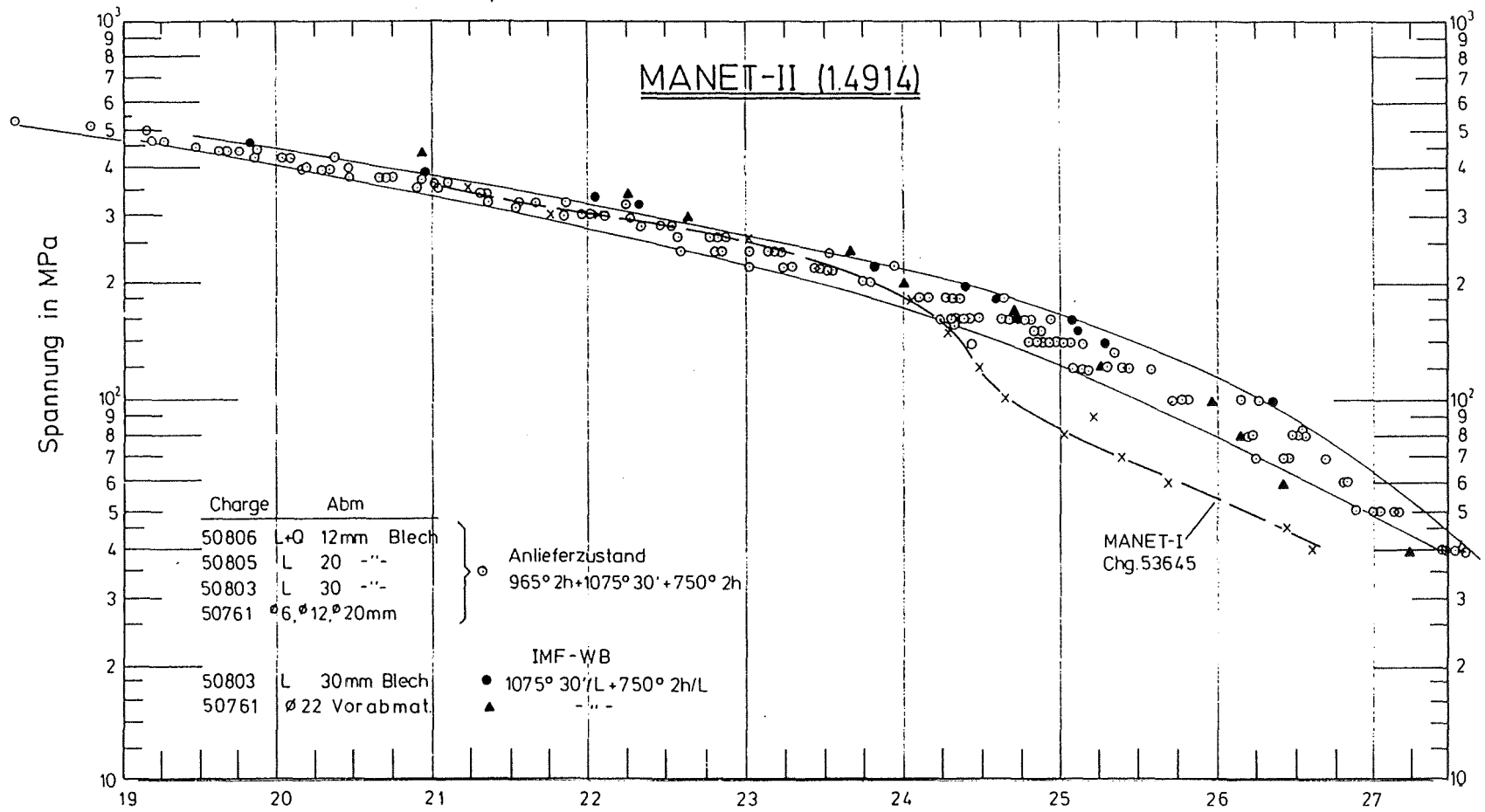
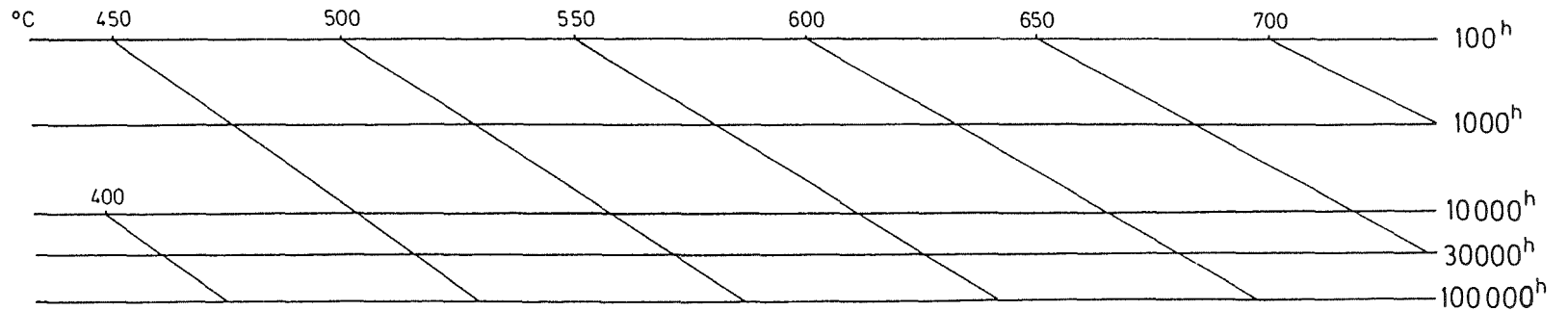


Bild 4 : Zeitstandfestigkeits-Diagramm



$$P = T_K ( 25 + \log t_m ) 10^{-3}$$



**Bild 5 : Zeitstand + Hauptkurve**  
(Larson - Miller - Parameter)

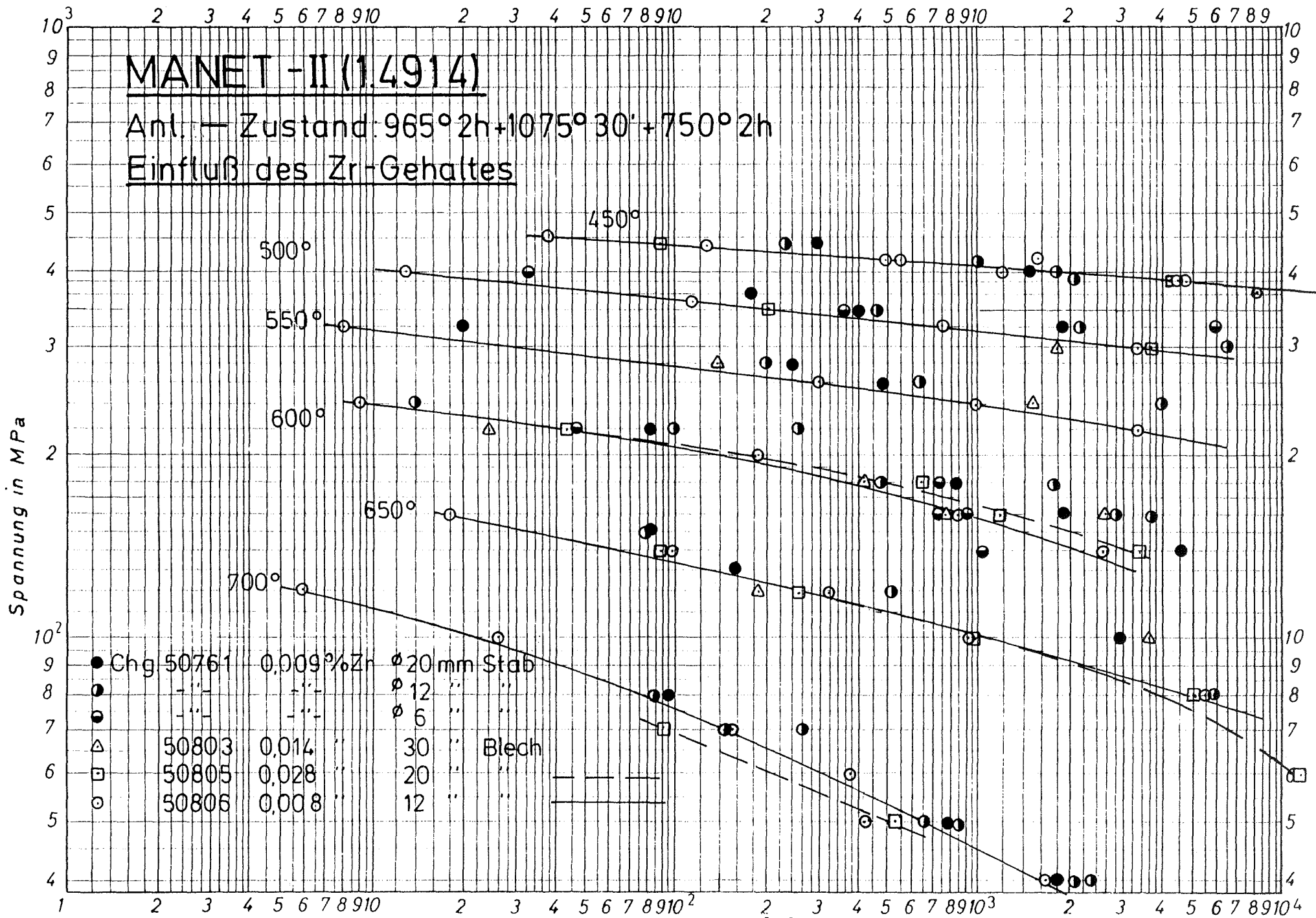


Bild 6: Zeitstandfestigkeits - Diagramm

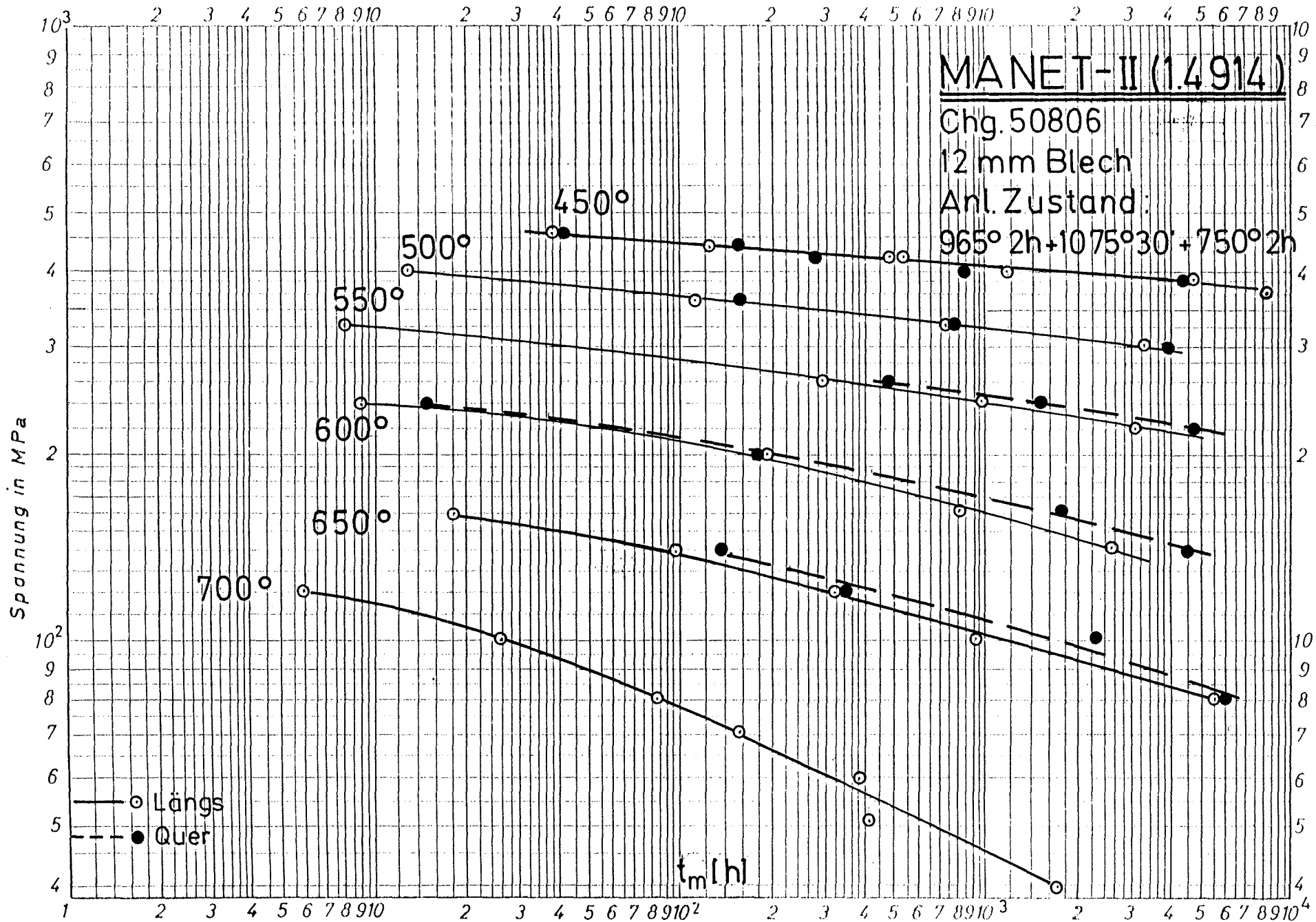


Bild 7: Einfluß der Probenlage auf die Standzeit

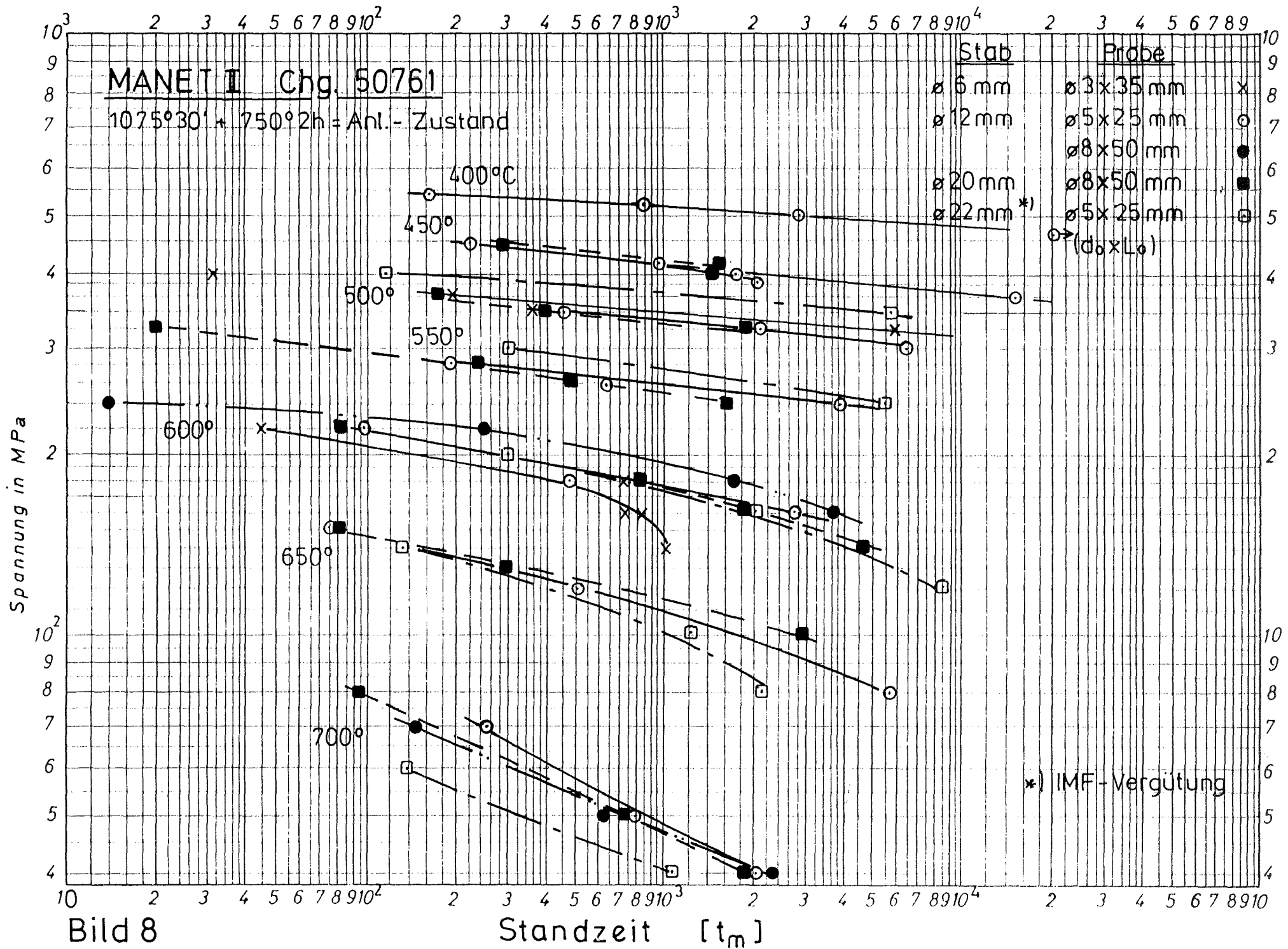
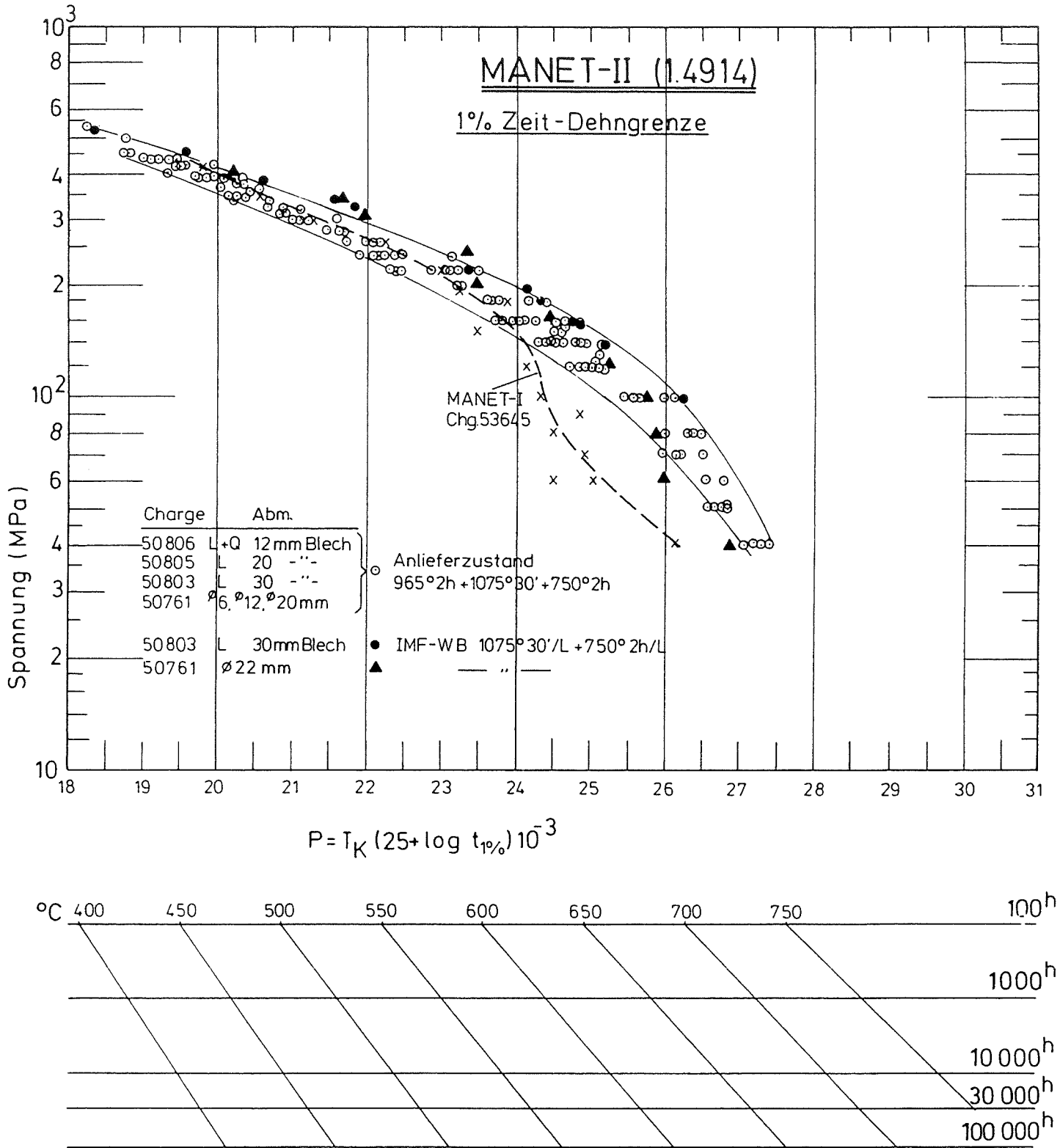
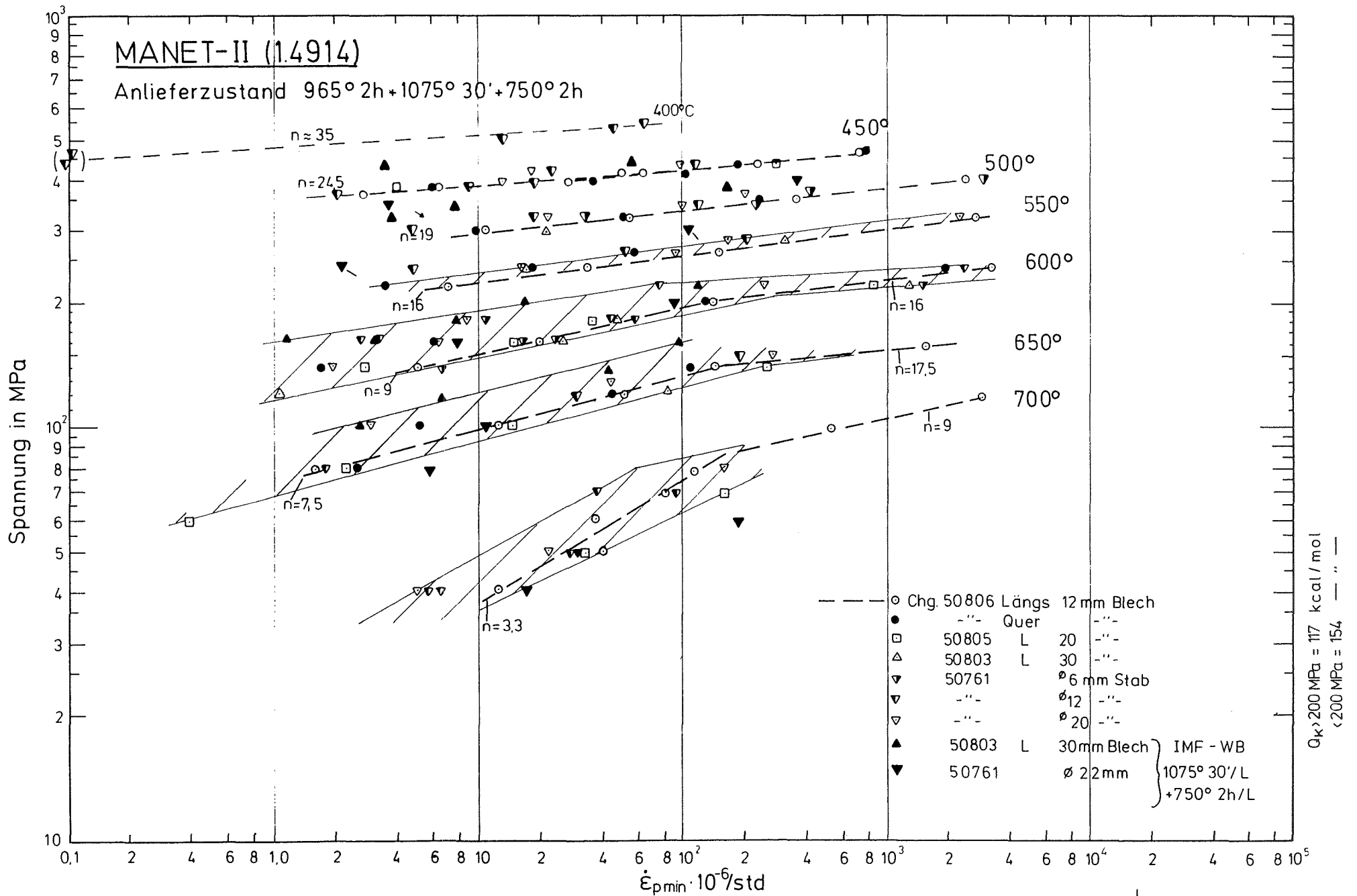


Bild 8



**Bild 9: Zeitstand-Hauptkurve**  
Larson-Miller-Parameter





**Bild 10:** Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Prüfspannung

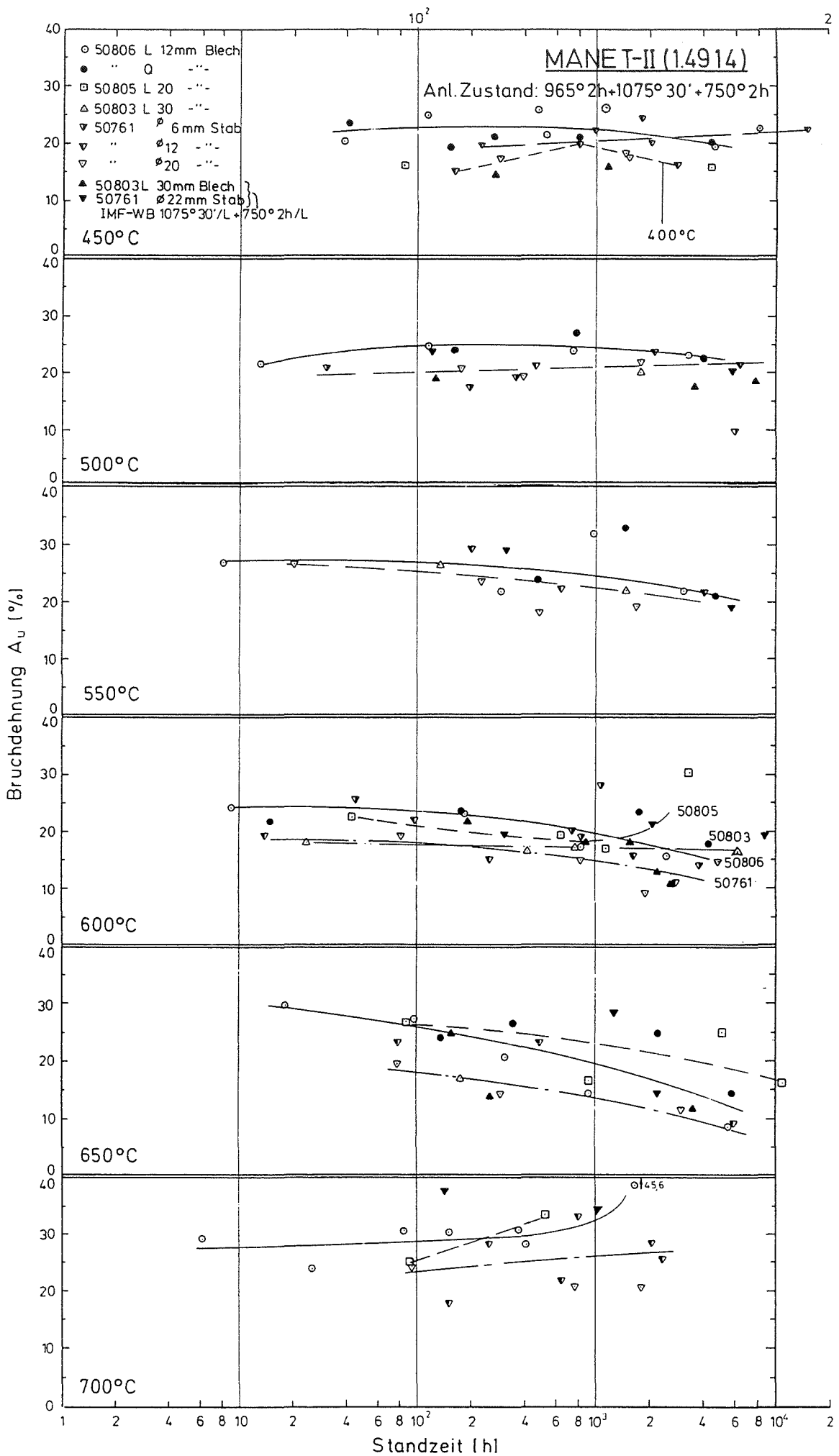


Bild 11 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

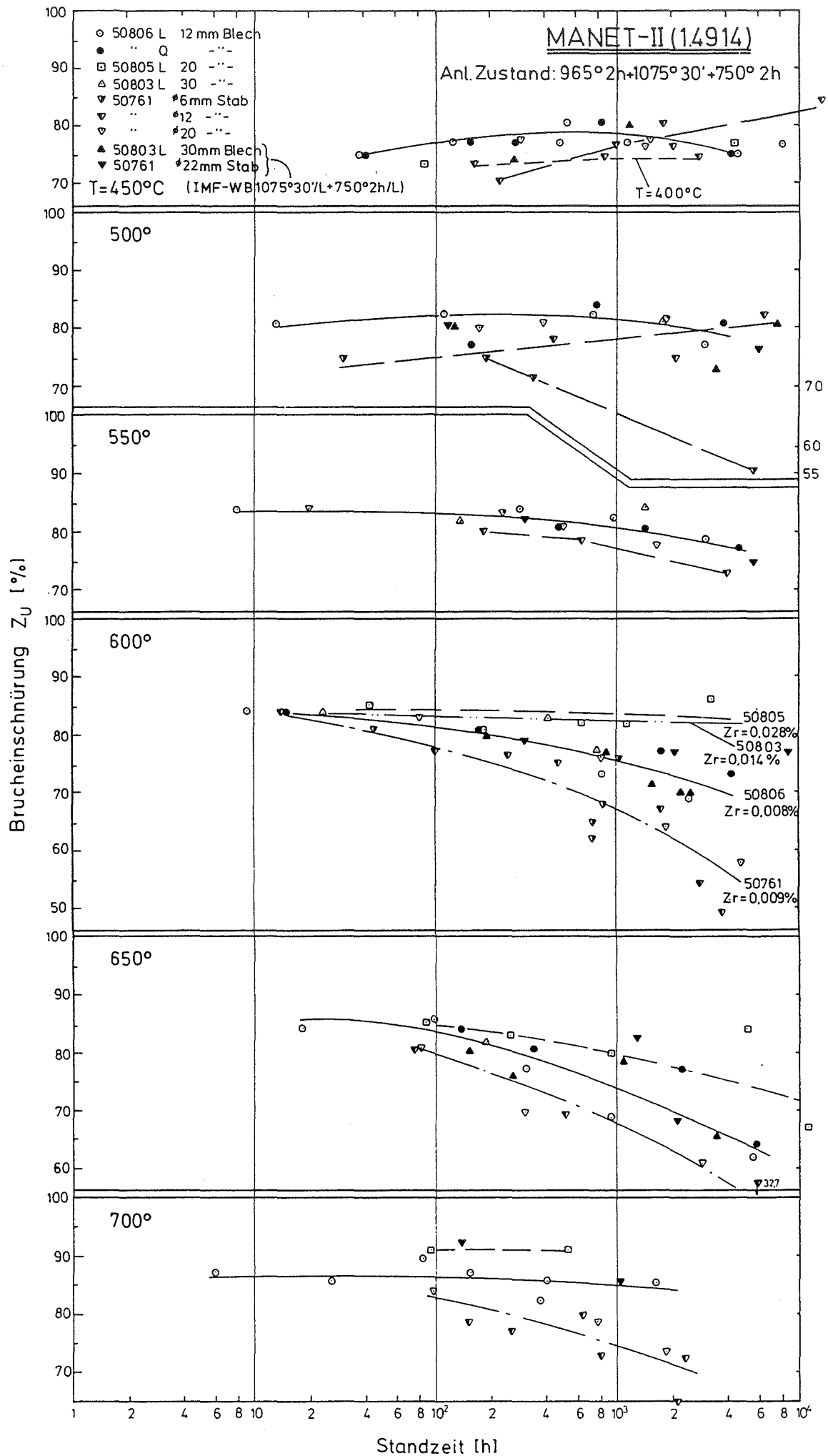


Bild 12: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

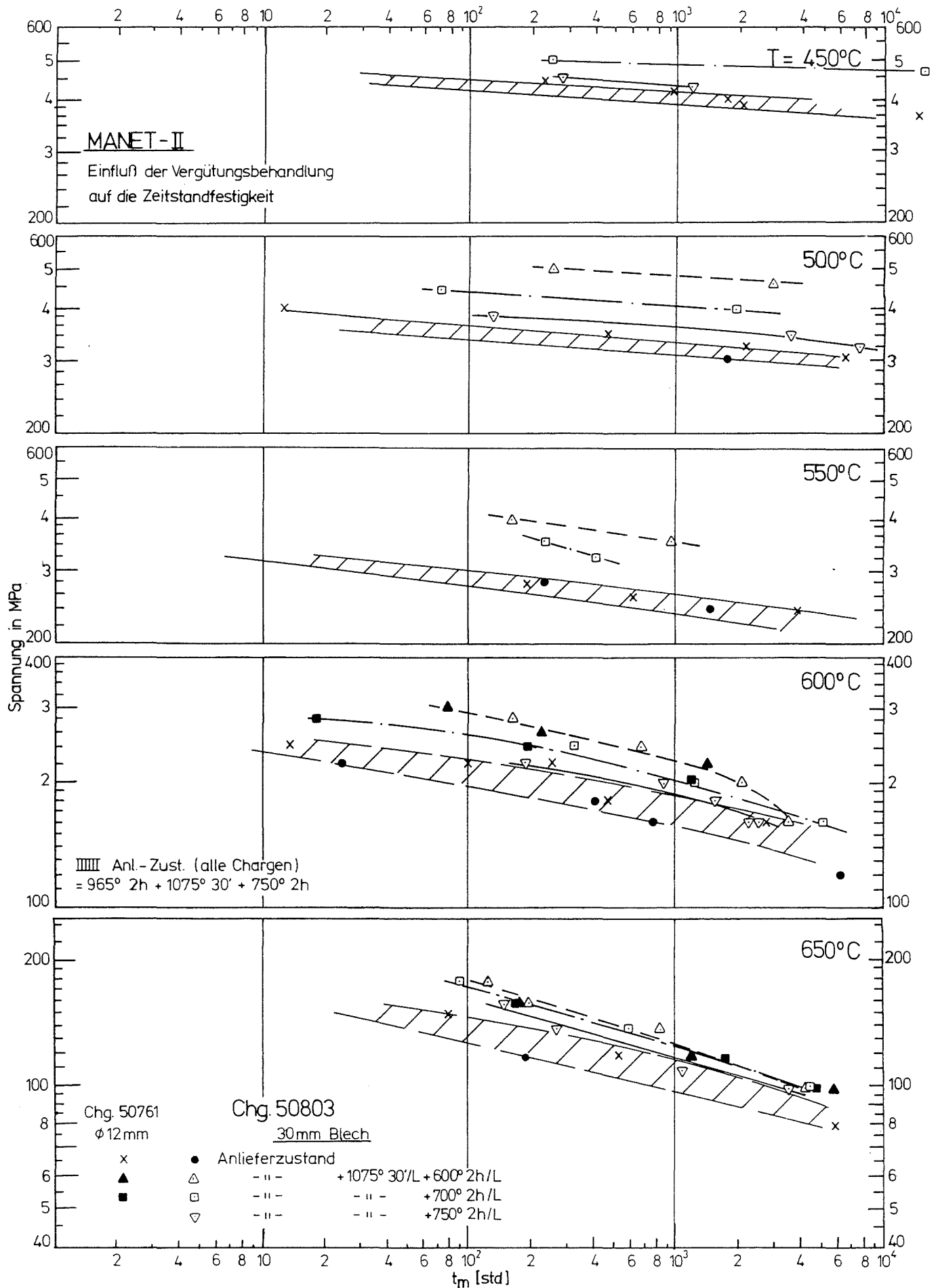
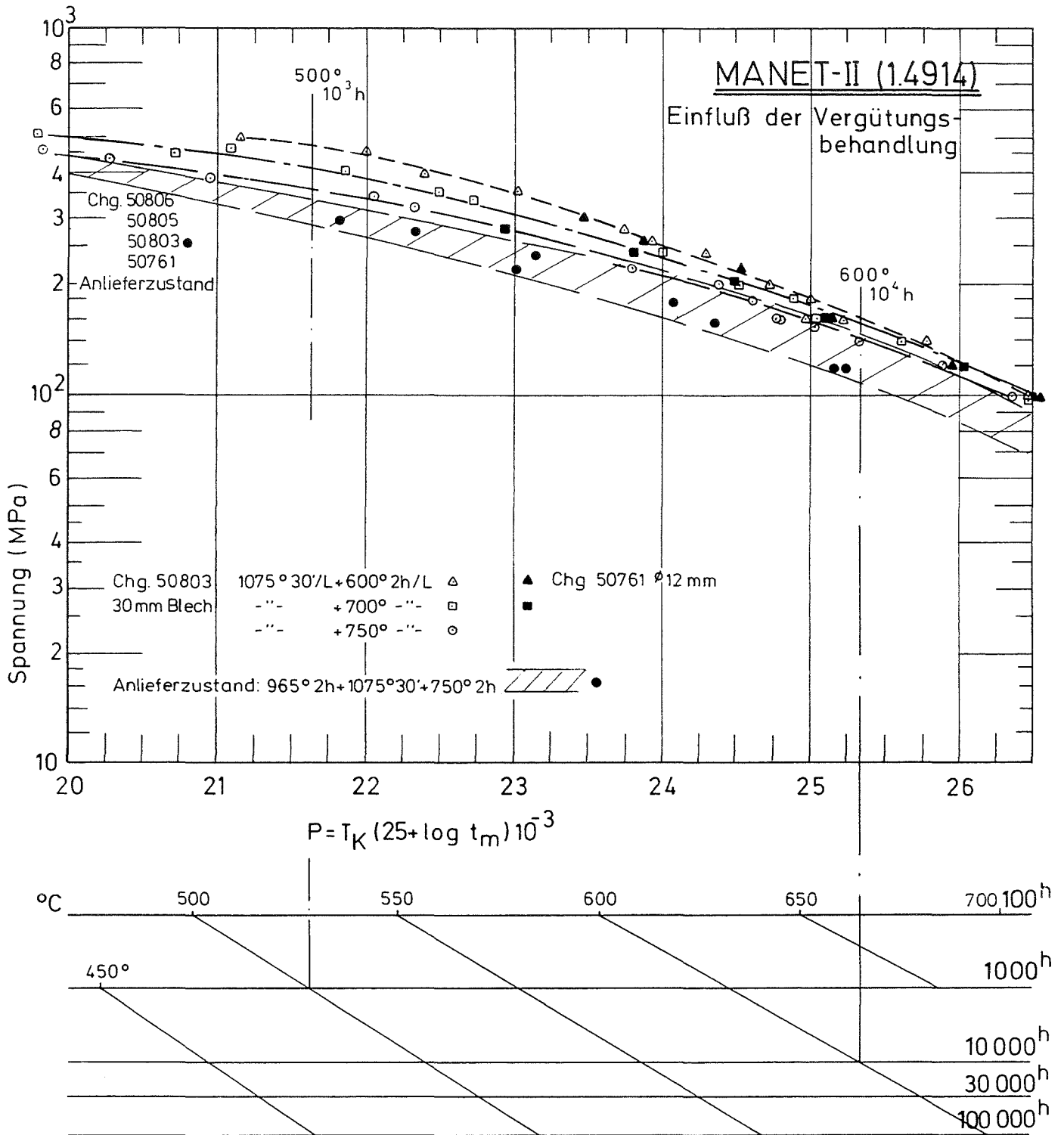


Bild 13 :



**Bild 14:**

**Zeitstand-Hauptkurve**  
Larson-Miller-Parameter

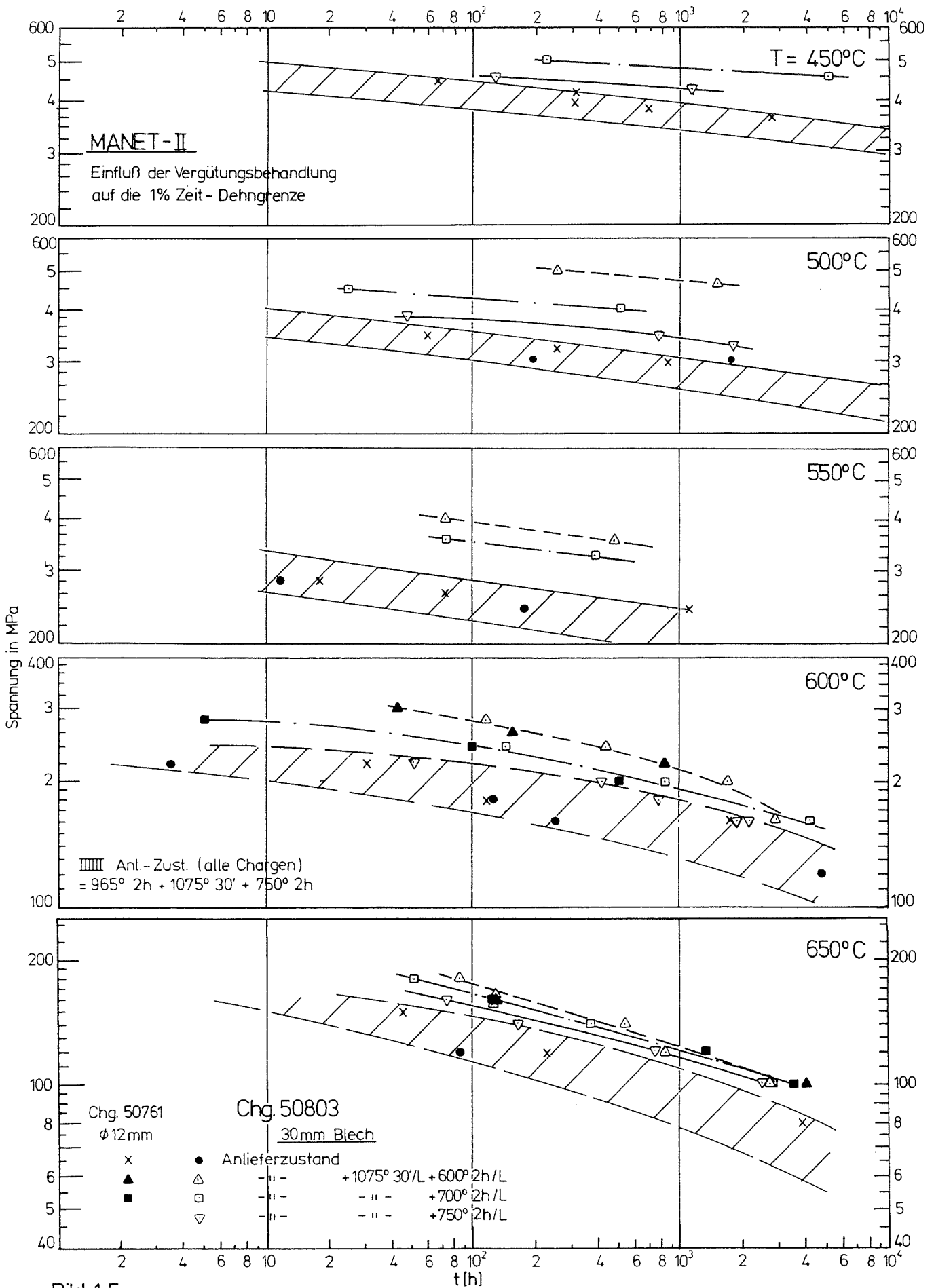
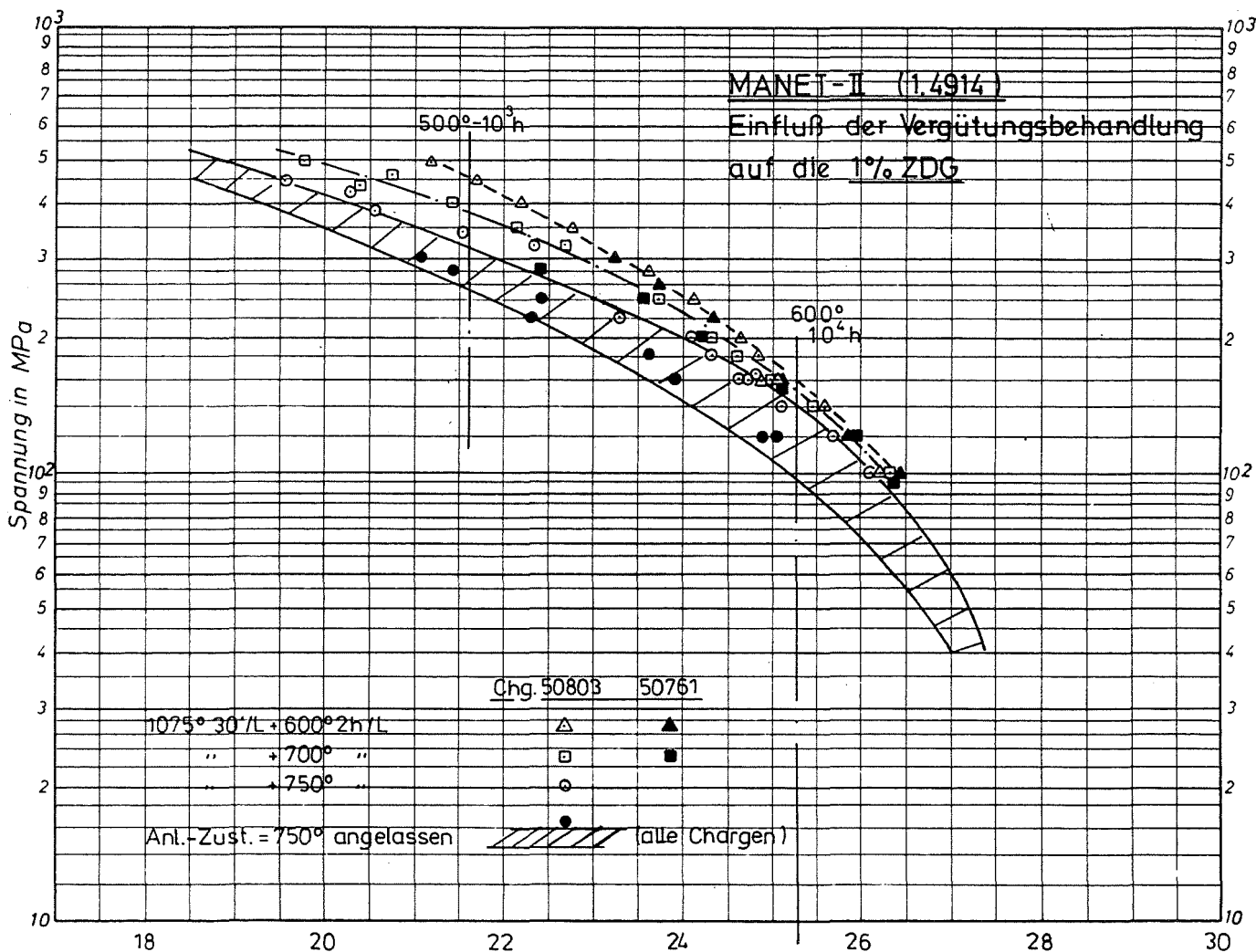


Bild 15.:



$$P = T_{OK} \cdot (25 + \log t_{1\%}) \cdot 10^{-3}$$

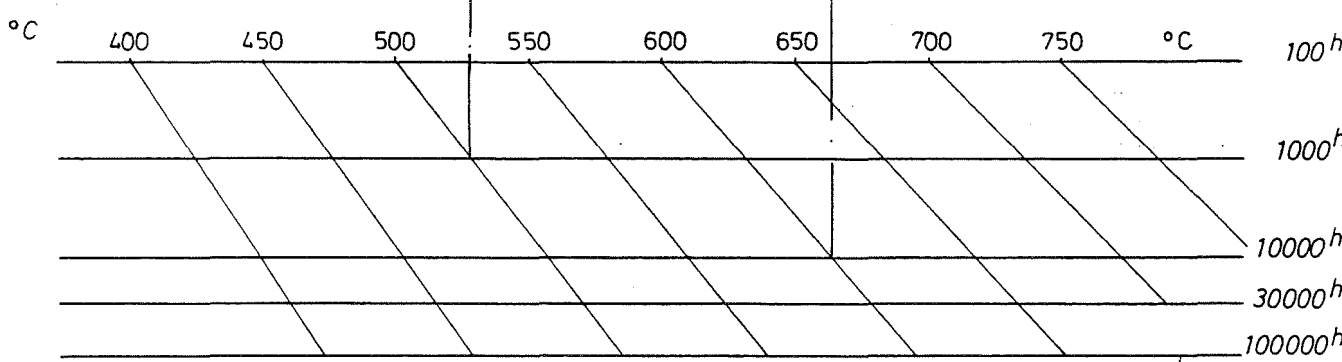
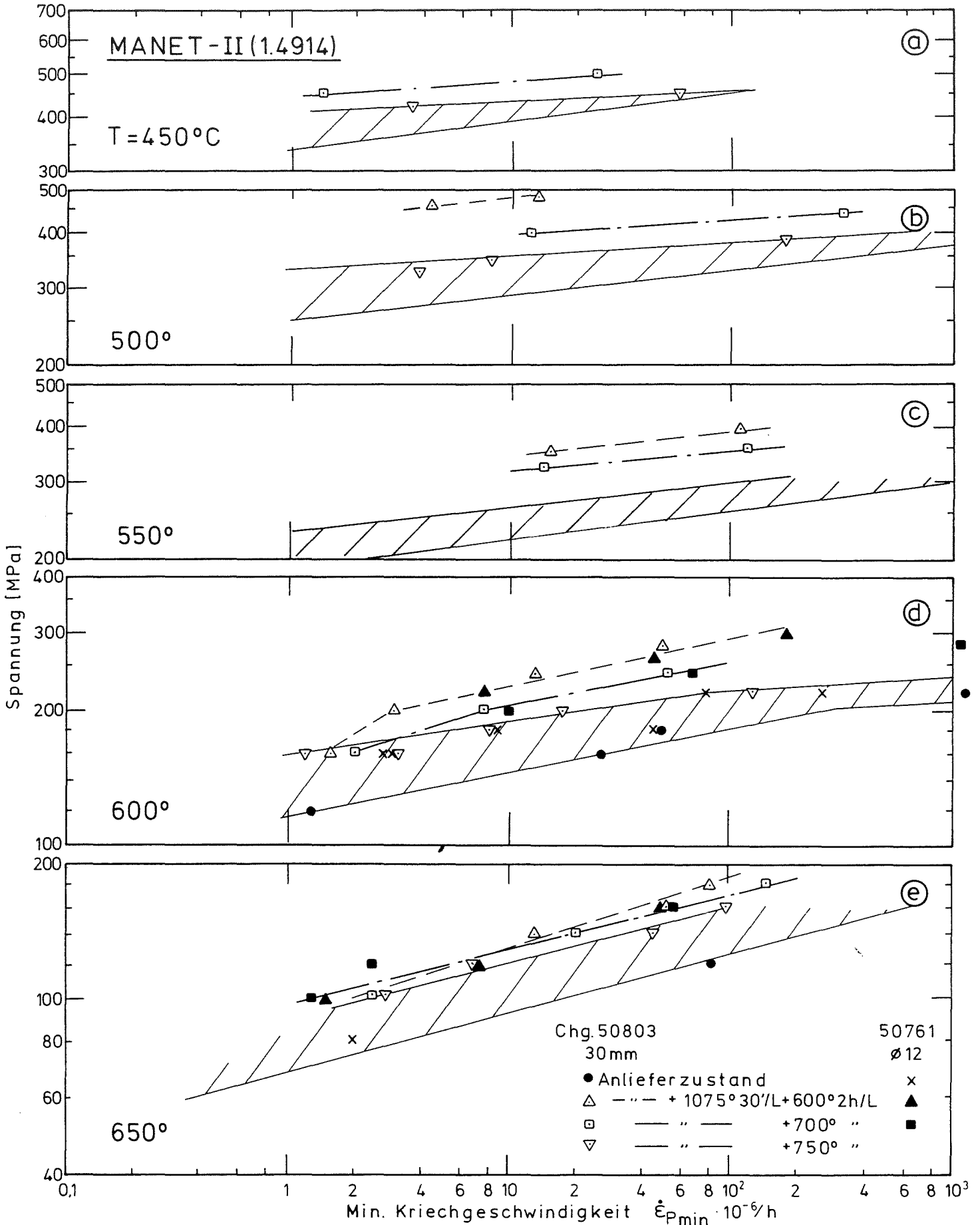


Bild 16: Zeitstand - Hauptkurve für 1% Zeit-Dehngrenze  
(Larson - Miller - Parameter)



**Bild 17:** Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung



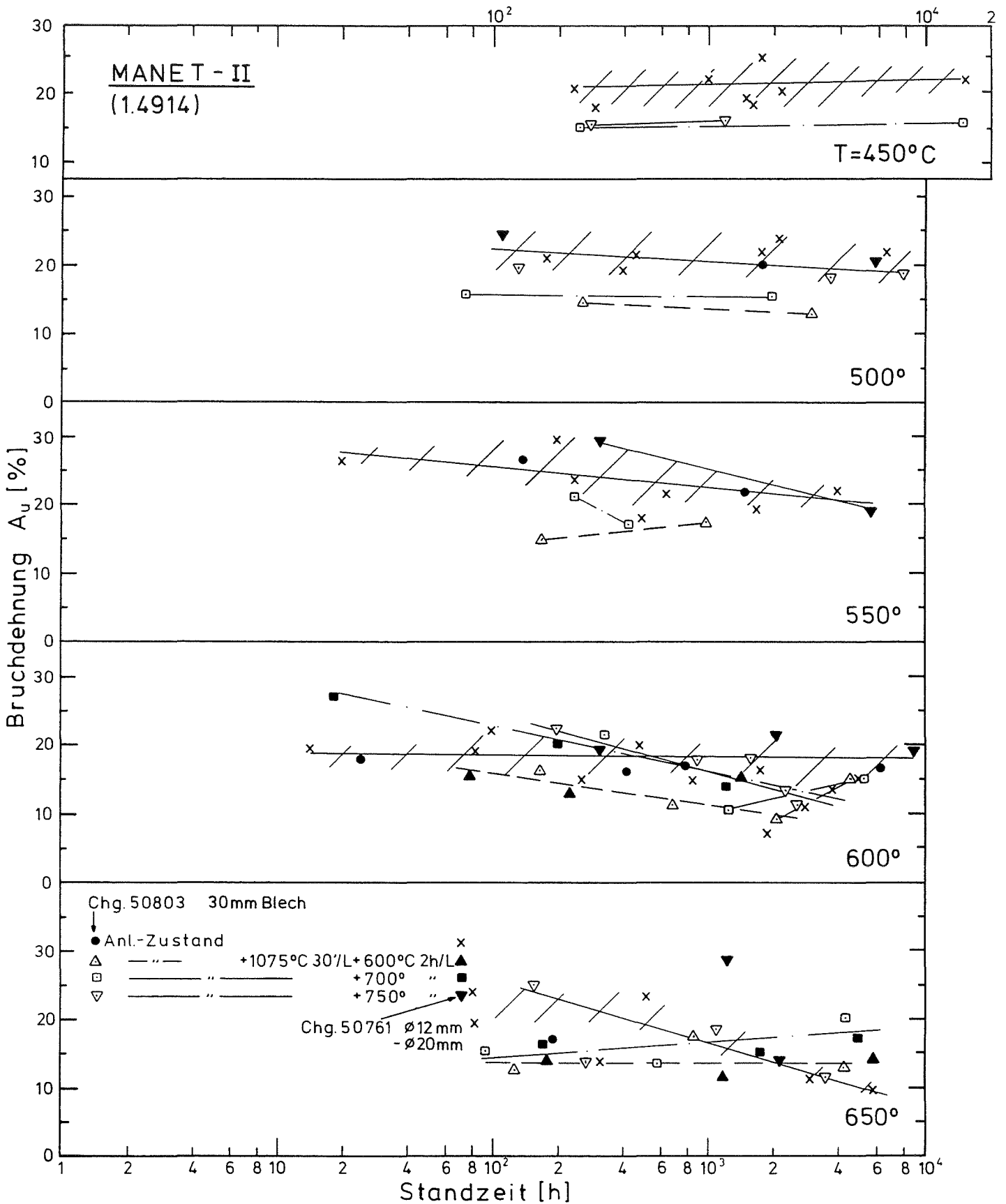
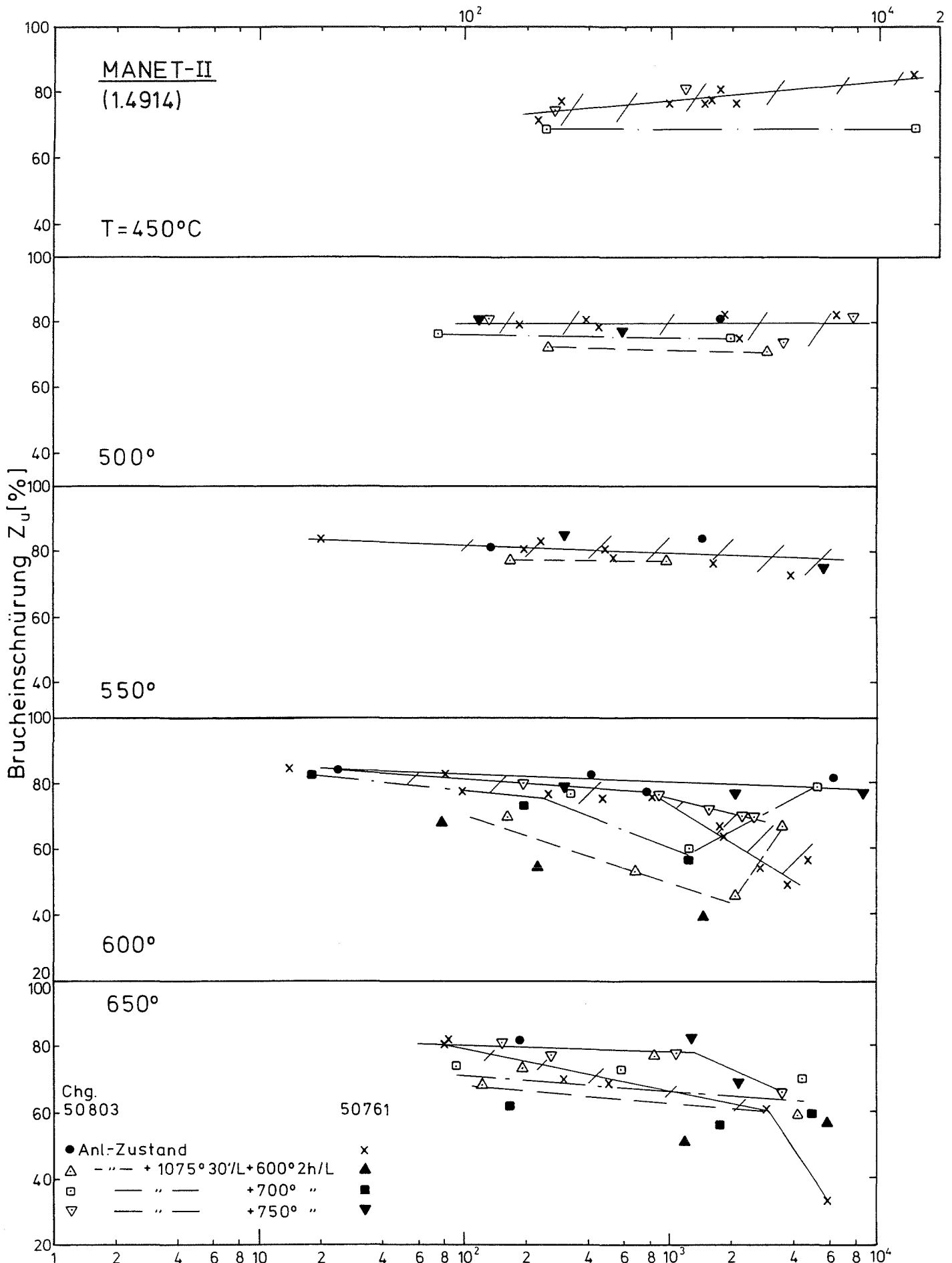


Bild 18 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit für verschiedene Vergütungszustände



**Bild 19:** Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit für verschiedene Vergütungszustände

MANET-II Chg. 50805: / 850 \ Prüftemperatur; t oberhalb  $Ac_{1b}$  4-11 min  
 bzw. bis 30 min  
 RNOD (1.4914) Chg. 53093: — " — 21- 36 min

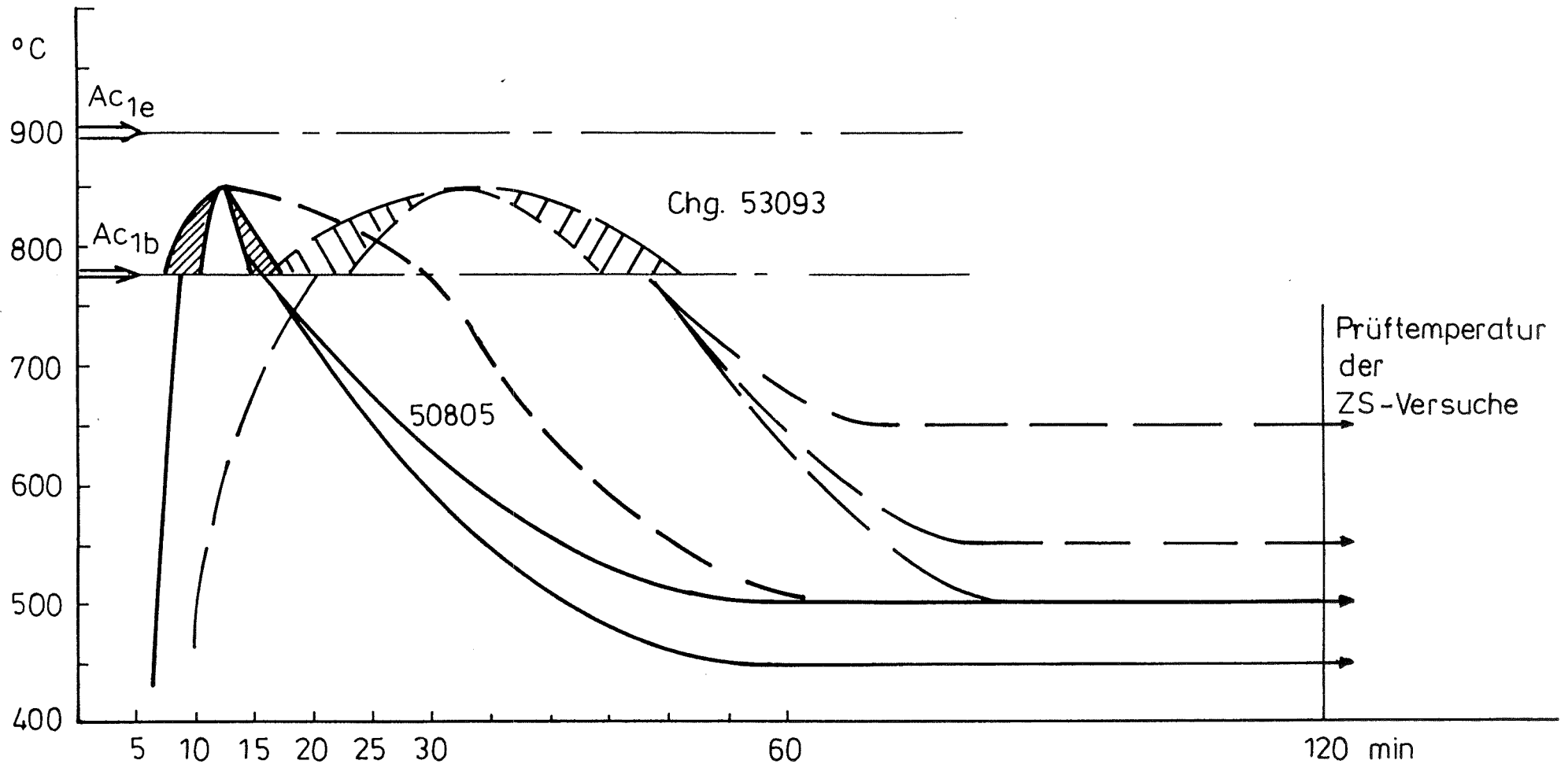


Bild 20: Verlauf der T-Transiente

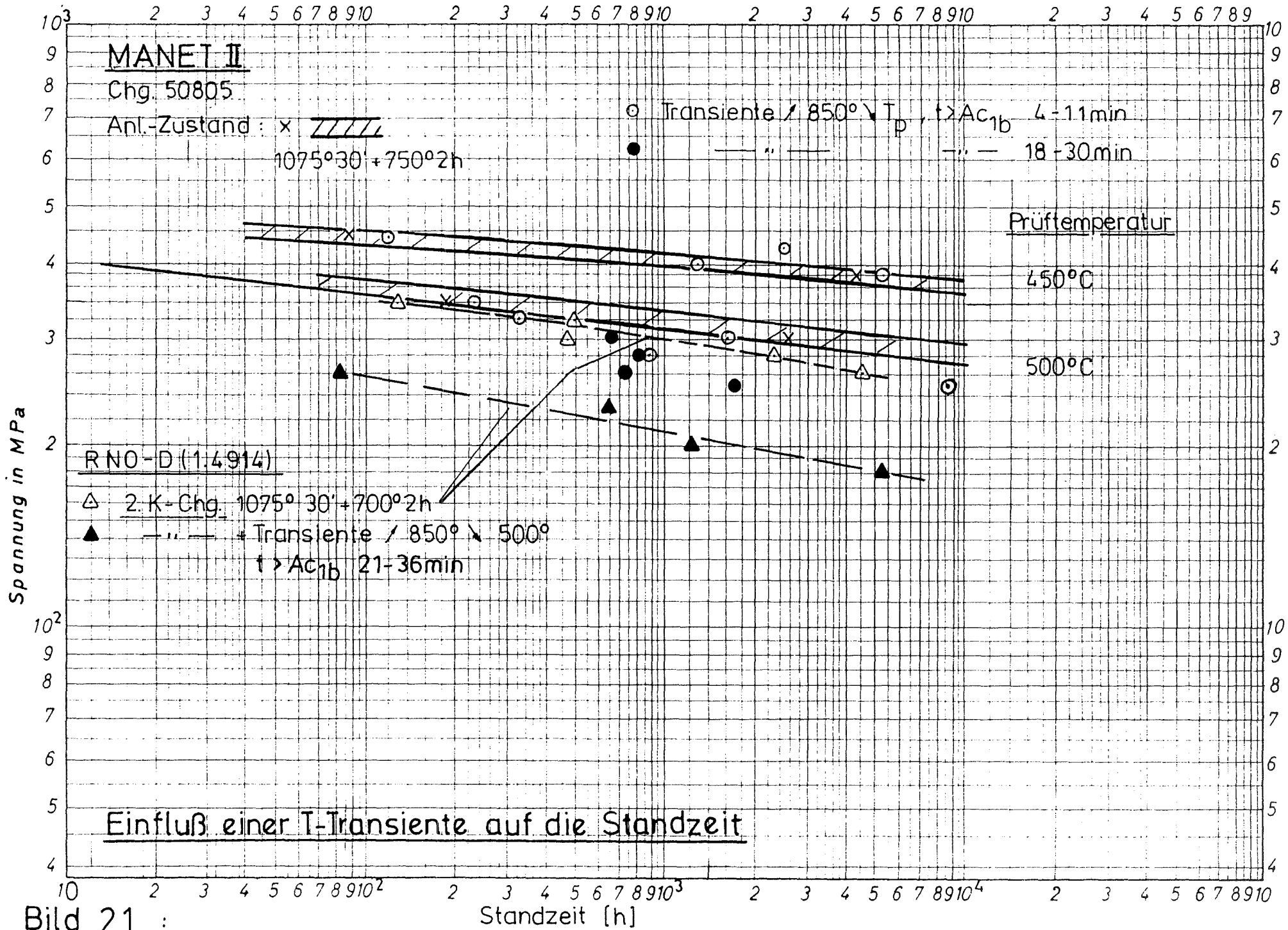


Bild 21 :

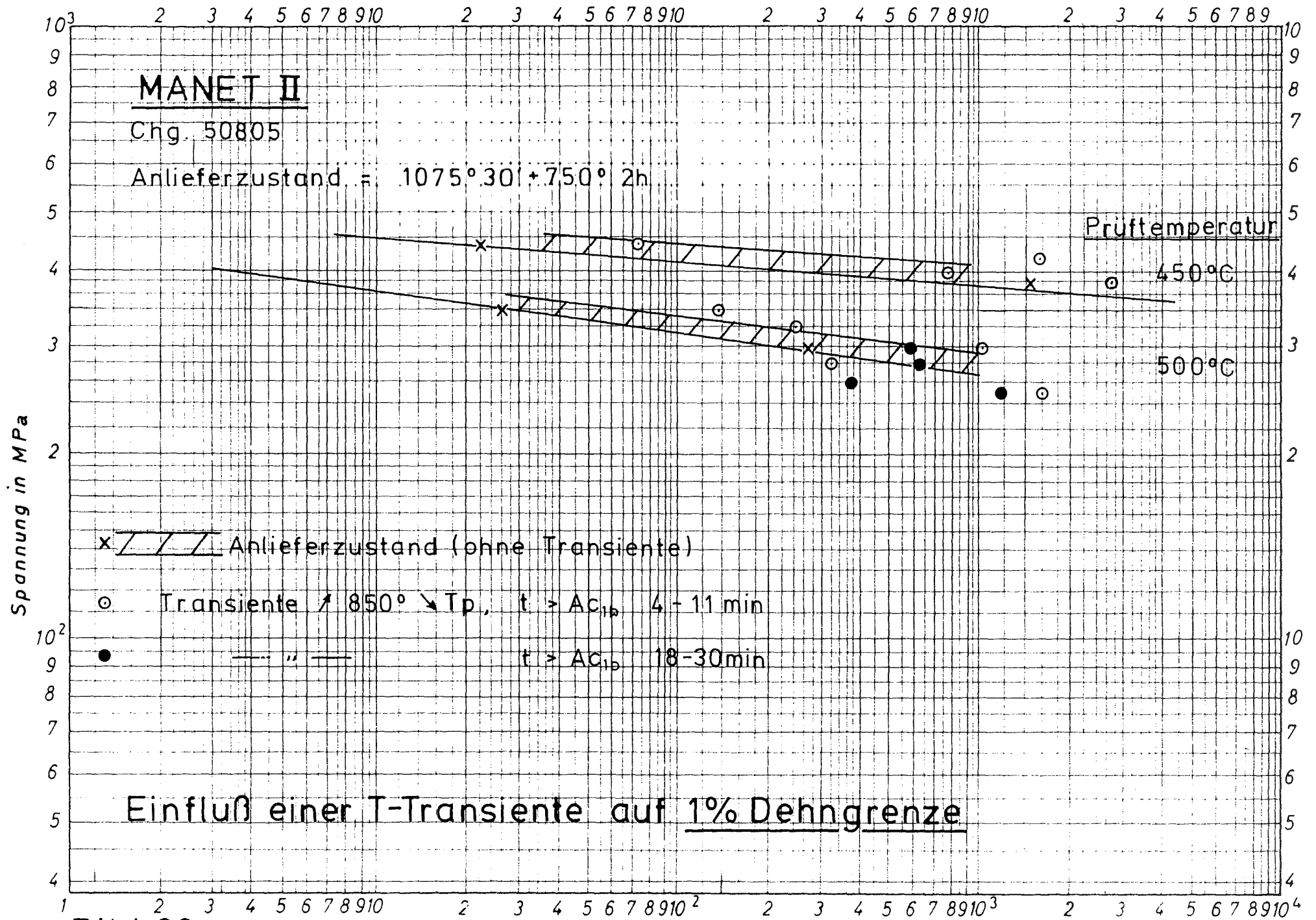


Bild 22:

Referenzzustand (=Anlieferung)

450° 380 MPa 4396 h

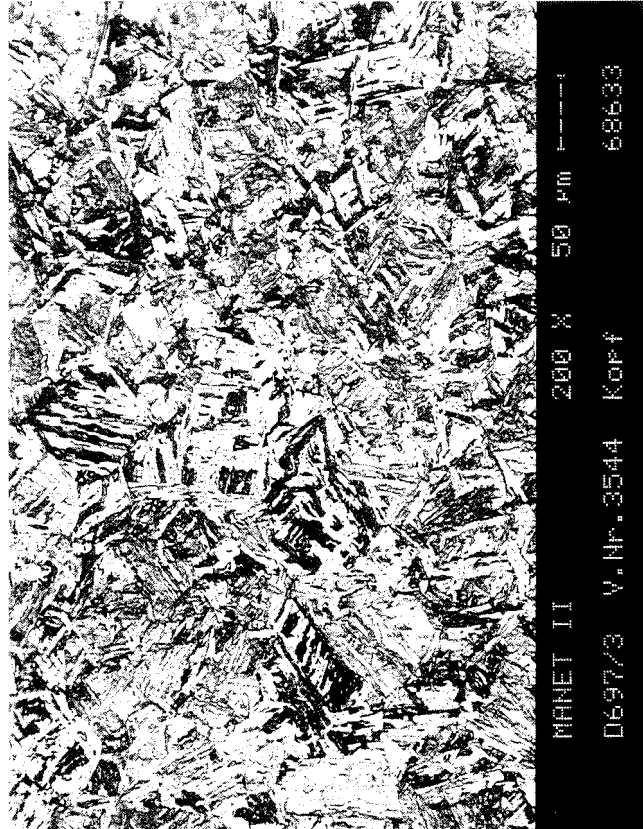
a)



HV30=247-250

+ ↗ 850° ↘ 450° (11' > Ac<sub>1b</sub>)  
450° 380 MPa 5195 h

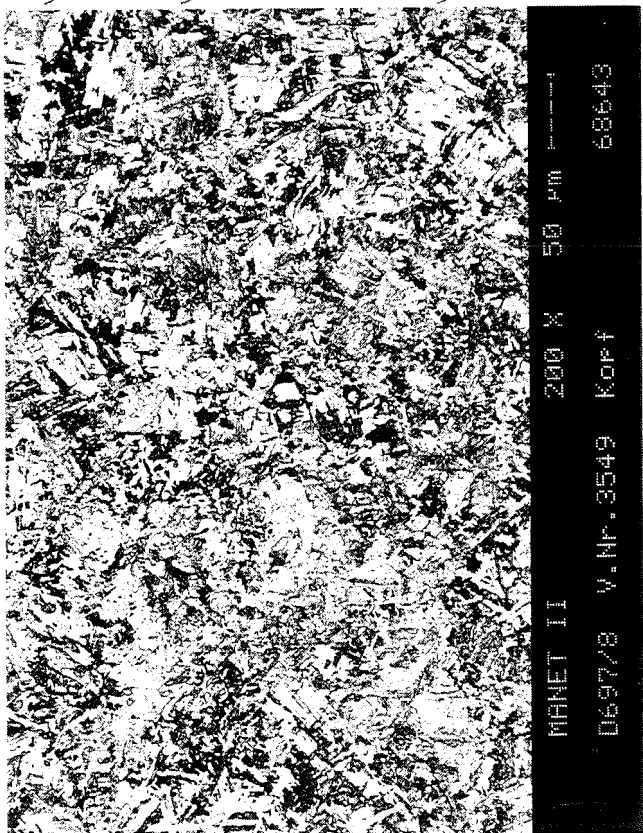
b)



216-224

Ref. + ↗ 850° ↘ 500° (10' > Ac<sub>1b</sub>)  
500° 300 MPa 1605 h

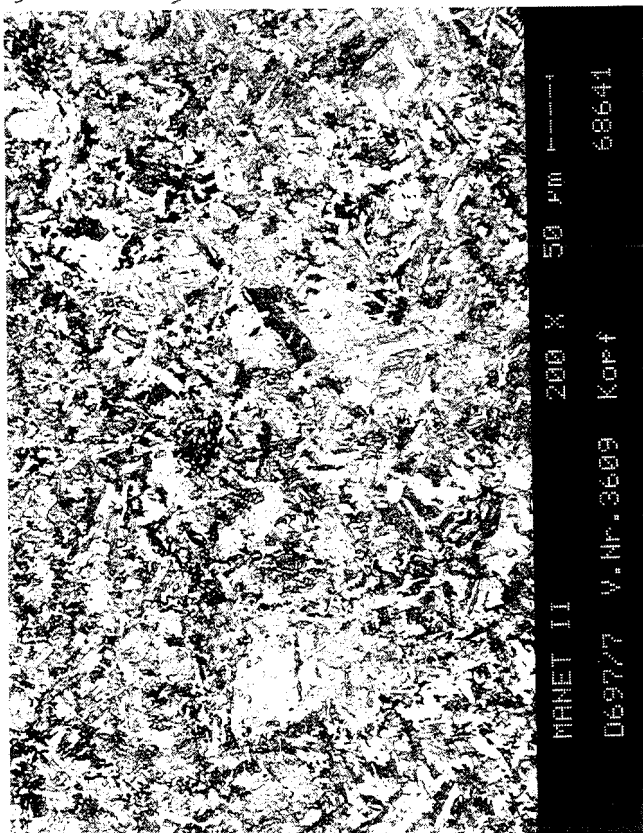
c)



233...

+ ↗ 850° ↘ 500° (30' > Ac<sub>1b</sub>)  
500° 250 MPa 1680 h

d)



240, 263, 284

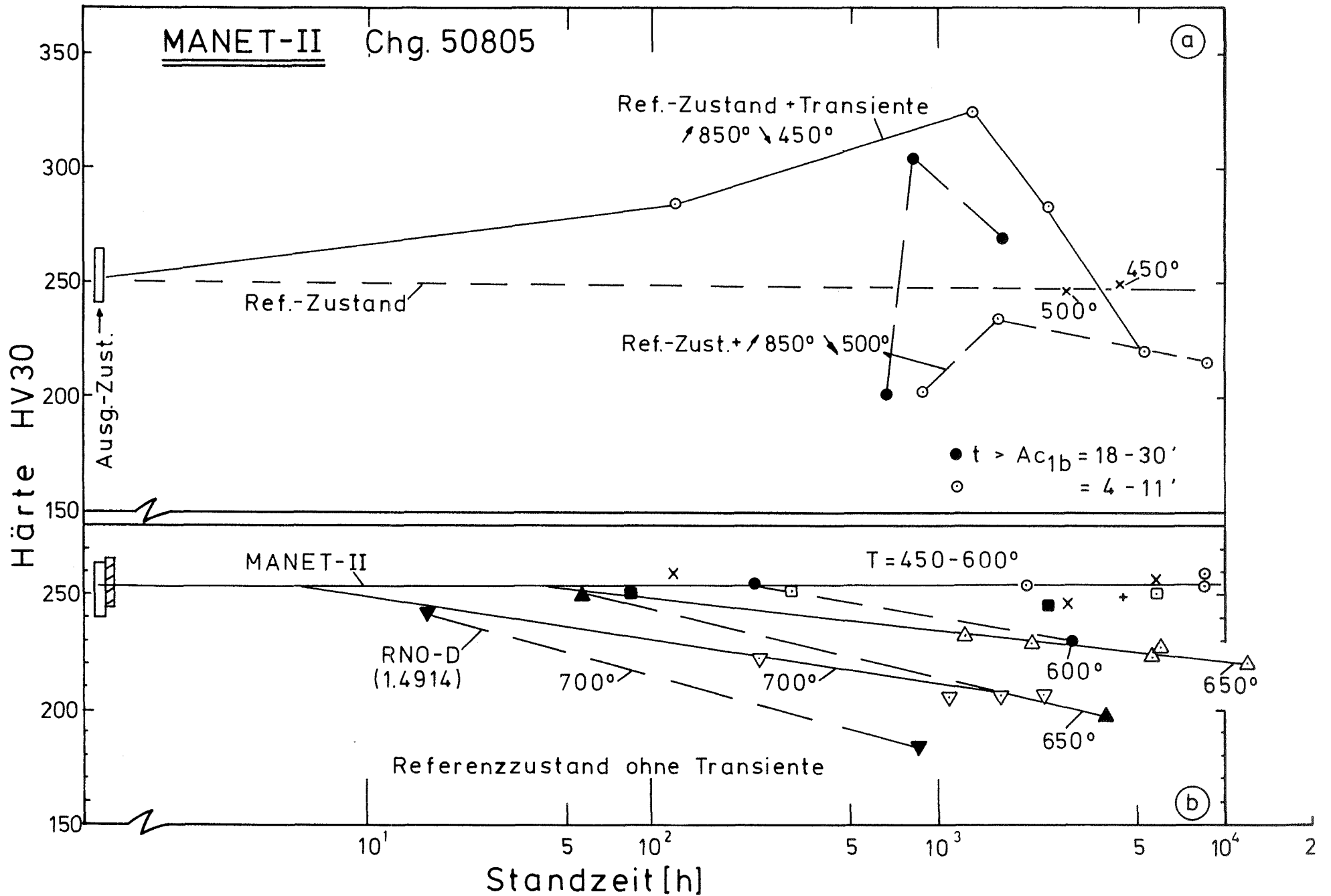
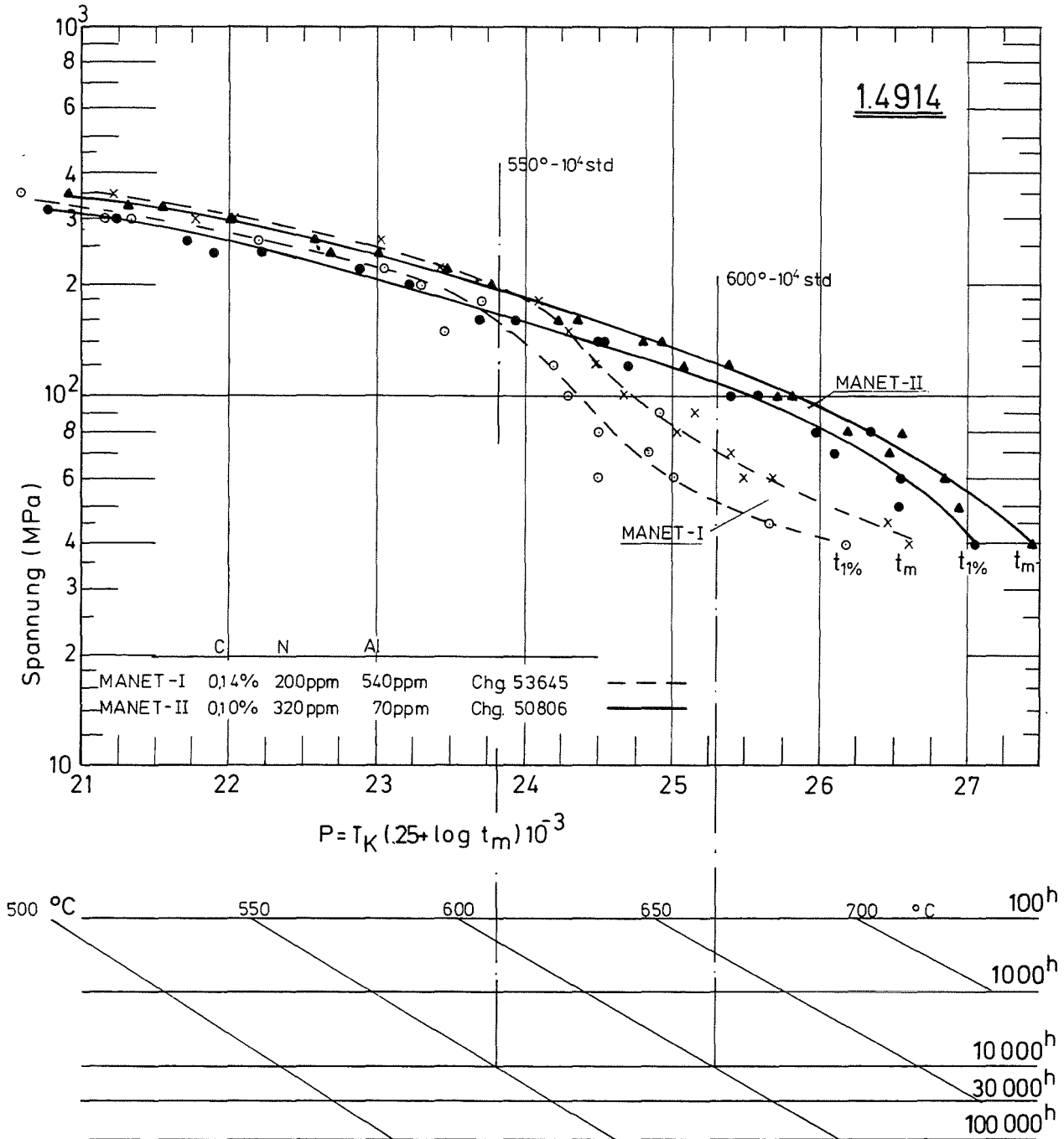
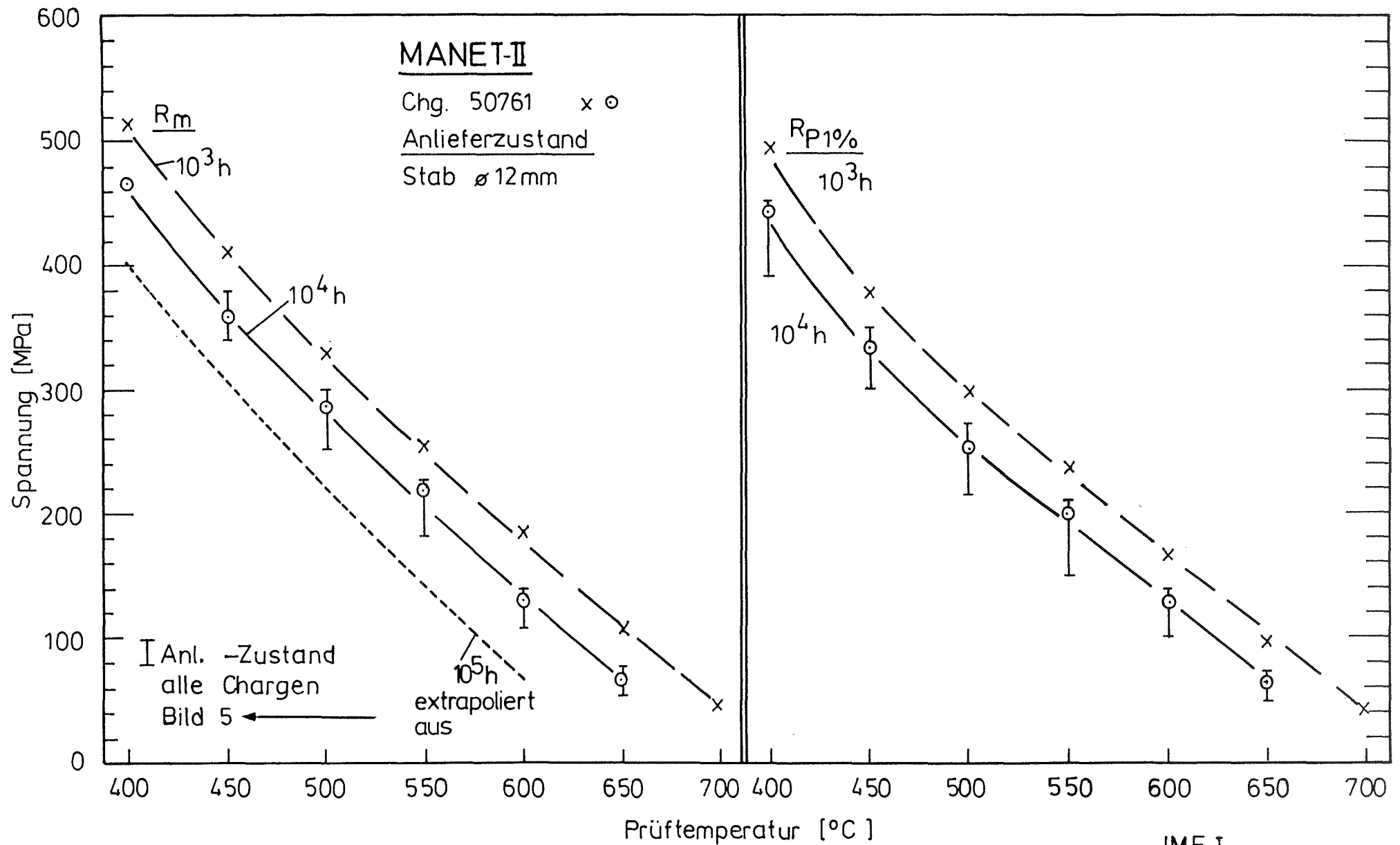


Bild 24: Härte nach dem Zeitstandversuch (Probenkopf)



**Bild 25:**      Zeitstand-Hauptkurve  
 Larson-Miller-Parameter





IMF I  
 2-96

Bild 26: 1% - Zeit-Dehngrenze und Zeitstandfestigkeit in  
Abhängigkeit von der Prüftemperatur