



KfK 5177

Mai 1993

# **MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften**

M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger,  
H. Zimmermann

Institut für Materialforschung  
Projekt Kernfusion  
Association KfK-EURATOM

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



**Kernforschungszentrum Karlsruhe**  
**Institut für Materialforschung**

**Projekt Kernfusion**  
**Association KfK - Euratom**

**KfK 5177**

MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und  
Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften

**M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann**

**Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe**

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

**ISSN 0303-4003**

## Kurzfassung

Im Rahmen des Fusionstechnologieprogrammes der Europäischen Gemeinschaft wurde als potentieller Erste-Wand- und Blanketstrukturwerkstoff ein martensitischer CrNiMoVNb-Stahl (Typ 1.4914) konzipiert und eine 7 to Schmelze hergestellt. Damit steht den europäischen Partnern für die verschiedenen Versuchsprogramme ein einheitliches Material zur Verfügung. Der Bericht beschreibt die Charakterisierungsarbeiten an dem MANET-II-Werkstoff (Martensit for Next European Torus), der in 6 Einzelschmelzen und verschiedenen Halbzeugabmessungen (Stäbe und Bleche) angeliefert wurde.

Das Umwandlungsverhalten wird anhand des kontinuierlichen ZTU-Schaubildes und das Vergütungsverhalten durch Härteversuche (T-Bereich 850-1150°C) und Anlaßversuche (T = 200-800°C) beschrieben.

Die Zugfestigkeitseigenschaften wurden in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur (200-800°C) und der Prüftemperatur (RT-750°C) ermittelt. Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten wurde für den Temperaturbereich 450-700°C bis zu 10<sup>4</sup> std Standzeit bestimmt.

Die Kerbschlagzähigkeitseigenschaften wurden für mehrere Vergütungszustände im T-Bereich -150° bis + 200°C gemessen.

MANET-II kann als hochfeste Variante des 1.4914-Stahles mit günstigen Zähigkeitseigenschaften angesehen werden.

## Abstract

**MANET-II-Investigation results on the transformation and tempering behaviour and examination on the mechanical properties.**

In the frame of the Fusion Technology Program, initiated by the European Community, a CrNiMoVNb steel (DIN 1.4914) was conceived to serve as possible First-Wall and Blanket-Structural-Material and a batch of 7 tons was produced. Consequently, a uniform material is now available to all European partners for their various investigations. This report presents the results of a number of investigations undertaken to characterise the MANET-II-Material (Martensit for Next European Torus). It was delivered in the form of rods and plates, fabricated from 6 different heats.

The transformation behaviour is described in the form of a time-temperature-transformation diagram (TTT) and the tempering behaviour by hardening (T = 850-1150°C) and tempering tests (T = 200-800°C).

The dependence of the tensile strength upon tempering temperature (T = 200-800°C) and on the test-temperature (T = room temperature - 750°C) was investigated. The creep and creep-rupture behaviour was determined for the temperature range between 450 and 700°C up to a maximum test-time of 10 000 hours.

The impact strength for different tempering conditions is presented in the form of A<sub>v</sub>-t-curves (T = -150 - + 200°C).

Generally it can be stated that the MANET-II material can be considered as a high-strength variant of DIN 1.4914 with favorable Charpy impact qualities.

## Résumé

Comportement à la transformation à la trempe et au revenu de MANET-II et examen des propriétés mécaniques.

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 la structure de 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.

Ce rapport décrit les investigations pour caractériser le matériau, ainsi appelé MANET-II (MArtensit for Next European Torus) qui est produit en 6 charges sous forme de bâtonnets et de plaques.

Le comportement à la transformation est expliqué par un diagramme temps-température-transformation (TTT) et le comportement à la trempe et au revenu est décrit par des essais de dureté (domaine de trempe 850-1150°C) et des tests de revenu (T = 200-800°C).

La résistance à la traction a été déterminée en fonction de la température de revenu (200-800°C) et de la température d'essai (RT-750°C).

La résistance au fluage et les temps de rupture ont été déterminés pour des durées de mesure allant jusqu'à 10<sup>4</sup> heures dans la gamme de température 450-700°C.

Des essais de résilience ont été effectués pour différentes températures entre -150 et +200°C.

MANET-II peut être considéré comme une variante très résistante de l'acier 1.4914 de part ses propriétés mécaniques très favorables.

## Resumen

**MANET-II, Resultados de la investigación sobre el comportamiento al templado y las transformaciones de fase de un acero martensítico y ensayo de las propiedades mecánicas.**

En el ámbito del Programa de la Comunidad Europea sobre la Tecnología de la Fusión, una variante del acero martensítico CrNiMoVNb (Norma DIN 1.4914) fue desarrollada como candidato potencial de material estructural de la primera pared y 7 toneladas fueron fundidas con el objeto de contar con un material uniforme para los diferentes programas de investigación de los participantes europeos.

El informe describe las investigaciones realizadas sobre este material, denominado MANET-II (MArtensit for the Next European Torus), proveniente de 6 fusiones diferentes y provisto a los participantes en forma de barras y chapas de diferentes medidas.

Las transformaciones de fase fueron estudiadas estableciendo el diagrama de Transformación Tiempo-Temperatura (TTT) y el comportamiento al templado haciendo tratamientos de endurecimiento (en el rango de temperatura de 850 a 1150°C) y de revenido (en el rango de temperatura de 200 a 800°C).

Ensayos de tracción fueron realizados en función de la temperatura de revenido (200-800°C) y de la temperatura de ensayo (TA-750°).

El comportamiento a la fluencia lenta (creep) fue determinado en el rango de temperatura 450 a 700°C hasta un tiempo máximo de ensayo de 10<sup>4</sup> horas.

La resistencia al impacto se presenta en forma de curvas A<sub>v</sub>-t (en el rango de temperatura de -150 a +200°C) y en función de las diferentes temperaturas de revenido.

MANET-II puede ser considerado como una variante de alta resistencia del acero 1.4914, con buenas propiedades de resistencia al impacto.

## **Gliederung**

	Seite
<b>1. Einleitung</b>	1
<b>2. Versuchsmaterial und Anlieferzustand</b>	1
<b>3. Umwandlungsverhalten</b>	3
<b>4. Härteverhalten und Korngröße</b>	4
<b>5. Anlaßverhalten und Vergütungsgefüge</b>	5
<b>6. Zugfestigkeitseigenschaften</b>	6
6.1 Einfluß der Anlaßtemperatur	6
6.2 Einfluß der Prüftemperatur und Vergütungsbehandlung	8
<b>7. Zeitstandverhalten</b>	9
7.1 Versuchsdurchführung	9
7.2 Zeitstandfestigkeit	10
7.2.1 Einfluß des Zirkon-Gehaltes	11
7.2.2 Einfluß der Probenlage	11
7.2.3 Einfluß der Materialabmessung	12
7.2.4 Einfluß der Vergütungsbehandlung	12
7.3 Zeit-Dehngrenzen	13
7.4 Kriechverhalten	14
7.5 Duktilitätskennwerte	15
7.6 Härtemessungen und metallografische Nachuntersuchungen	16
7.7 Einfluß des N/Al-Gehaltes	16
<b>8. Kerbschlagzähigkeit</b>	16
8.1 Anlieferzustand	17
8.2 Einfluß der Probenlage und Anlaßtemperatur	17
<b>9. Zusammenfassung</b>	18
<b>10. Literatur</b>	19

## **1. Einleitung**

Im konventionellen Kraftwerksbau und Flugtriebwerksbau sind vergütbare 12% Cr-Stähle Standardwerkstoffe, wobei heute weltweit Entwicklungsarbeiten im Gange sind, Stähle dieser Legierungsgruppe (9-12% Cr) für Dauereinsatztemperaturen bis 600°C zur Verfügung zu stellen [1-4]. Ausschlaggebend für das gute Betriebsverhalten bei erhöhten Temperaturen sind die gegenüber austenitischen Stählen niedrigeren Wärmeausdehnungsbeiwerte und eine bessere Wärmeleitfähigkeit, die sich in geringeren Wärmespannungen äußern. Dies ist gleichbedeutend mit einer guten Temperaturwechselbeständigkeit.

Im nuklearen Kraftwerksbau sind martensitische 9-12% Cr-Stähle für verschiedene Komponenten ebenfalls 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 [5-7]. Dieser Werkstoffgruppe wird inzwischen auch eine reelle Chance eingeräumt, als Erste Wand und als Blanketstrukturmaterial in künftigen Fusionsanlagen eingesetzt zu werden [8-10]. 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 [11].

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 [12], wurde der Al-Gehalt auf <0,02% begrenzt.

## **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-Ø 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 Ø 6-12-20-95 mm) weiterverarbeitet. Die Bleche liegen im ge-



beizten und die Stäbe im geschälten Zustand fertig vergütet in folgender Referenzbehandlung vor:

965° 2h + 1075° 30 min + 750° 2h

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

Die Absenkung des Al-Gehaltes zur Vermeidung der Kriechanomalie 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 (Tabelle 1). In dieser Tabelle sind noch von 3 Chargen Materialmengen angegeben, die zur Termin- und Ausschußsicherung hergestellt wurden und bei SAARSTAHL vorhanden sind.

Die Zugversuchs- und Kerbschlagversuchswerte des Herstellers sind im Bild 1 für die gelieferten Abmessungen dargestellt. Die spezifizierten Werte sind in allen Fällen erreicht. Bemerkenswert ist, daß bei den Blechen praktisch kein Unterschied zwischen Längs- und Querproben besteht. Die Zugfestigkeitswerte liegen zwischen den Werten von MANET-I und der 1. K-Charge aus dem Schnell-Brüter-Programm. Sehr hoch liegen die Kerbschlagzähigkeitswerte bei RT, die auf eine deutlich niedrigere Übergangstemperatur als bei MANET-I schließen lassen.

Von jeder Dimension wurde eine Probe für einen Mikroschliff (quer) entnommen. Die Härteprüfung HV30 ergab, wie aus Bild 2a ersichtlich, 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 (s. Bild 8) im Labor zeigten, daß auch das 6 mm Rundmaterial bei 750°C 2h angelassen, eine Härte von HV30 = 255 aufweist. Zudem zeigen die Zugversuchsergebnisse, daß Proben aus 6 mm Rundmaterial im Anlieferzustand höhere Zugfestigkeits- und Streckgrenzenwerte haben ( $\hat{=}$  650-675°C angelassen), als Proben, die im IMF nach dem Härten bei 750°C 2h angelassen worden waren.

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

Die mittlere Korngröße (aus dem Mikroschliff über SIS-Bildanalyse bestimmt) für die verschiedenen Abmessungen geht aus Bild 2 b hervor. Sie liegt zwischen 25 und 48  $\mu$ m bzw. ASTM 8-6 und ist als normal und feinkörnig anzusehen. Der Un-

Abnahmeversuche d. Herstellers (alle Abmessungen)		IMF-Versuche Ø 6 mm Stab-Anlieferzustand
$R_m$	= 778 - 815 N/mm <sup>2</sup>	899 - 901 N/mm <sup>2</sup>
$R_{p0.2}$	= 645 - 703 N/mm <sup>2</sup>	832 - 839 N/mm <sup>2</sup>
A	= 11.5 - 18.2 %	7.1 - 7.1 %
Z	= 63 - 71 %	61.9 - 63.7 %

terschied in den Korngrößen innerhalb einer Probe ist nicht sehr groß, und die Spannbreite ist beispielhaft für drei Abmessungen als Toleranzbalken angegeben.

In den Bildtafeln 3-5 wird das Vergütungsgefüge des Anlieferzustandes aller Abmessungen zusammengestellt. Im MANET-II-Material liegen deutlich weniger und kleinere Primärkarbidausscheidungen vor, als bei MANET-I. Dies dürfte in erster Linie auf den niedrigeren Zr-Anteil zurückzuführen sein (0.007-0.028 % gegen 0.058 %).

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

### 3. Umwandlungsverhalten

Für die Wärmebehandlung von martensitischen Stählen ist die Kenntnis des Umwandlungsverhaltens von großer Bedeutung, wobei für die praktischen Anforderungen das Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) für kontinuierliche Abkühlung die Grundlage bildet [13]. Für die Charge 50806 wurde ein entsprechendes Schaubild aufgestellt und im Rahmen der vorliegenden Analysenspannbreite sollte es repräsentativ für alle MANET-II-Chargen sein. Die Umwandelungspunkte  $Ac_{1b}$ ,  $Ac_{1e}$ ,  $M_s$  und  $M_f$  wurden für alle Chargen dilatometrisch bestimmt und differieren nur geringfügig wie die folgende Aufstellung zeigt.

Das ZTU-Schaubild (Bild 6) für MANET-II zeigt, daß auch bei der kleinsten Abkühlgeschwindigkeit von 0,2°/min keine Umwandlung in der Perlitstufe erfolgt, d.h., daß auch größere Abmessungen z.B. bei Luftabkühlung vollmartensitisch umwandeln. Im Bild 7 sind für diesen Stahltyp ZTU-Schaubilder von 3 Varianten zusammengestellt, die zeigen, wie die verschiedenen Modifikationen in der chemischen Zusammensetzung zu einem immer trägeren Umwandlungsverhalten führen. So kommt es bei MANET-I aufgrund des höheren C-Gehaltes gegenüber MANET-II noch zu einer voreutektoiden Karbidausscheidung (schraffierter Keil) und bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 0.2°/min zur Perlitbildung (2 %). Die

Charge	Ac <sub>1b</sub>	Ac <sub>1e</sub>	M <sub>s</sub>	M <sub>f</sub>
50803	775°C	890°C	340°C	161°C
50804	775	900	340	155
50805	780	890	354	157
50806	780	890	357	156
50761	780	890	348	160
50757	780	890	345	155

konventionelle und SNR-Variante des 1.4914 Stahles mit 0.17 % C wandeln dagegen bei dieser Abkühlgeschwindigkeit schon vollständig in der Perlitstufe um, d.h., für eine vollständige martensitische Umwandlung müssen Abkühlgeschwindigkeiten  $\geq 2^\circ/\text{min}$  eingehalten werden.

#### 4. Härteverhalten und Korngröße

Für die Härteversuche im Vergleich zum Anlieferzustand wurden alle Proben bei 1075°C V/V gehärtet und bei 750°C 2h V/V angelassen (V/V = unter Vakuum ge-  
glüht und unter Vakuum abgekühlt). Die vom Hersteller vorgeschaltete Austenitierung bei 965°C 2h ist dann angebracht, wenn das Material zuvor verformt wurde und ein gleichmäßigeres Gefüge erreicht werden soll.

Im Bild 8 ist die Härte und Korngröße der IMF-Versuche im Vergleich zum Anlieferzustand dargestellt. Deutlich erkennbar ist das höhere Härteniveau (HV30 = 276-289) der  $\varnothing$  6 mm Stäbe im Anlieferungszustand, wohingegen die IMF-Härtung (HV30 = 255) im Bereich der übrigen Abmessungen liegt. Bei allen anderen Abmessungen ist der Unterschied in der Härte zwischen Hersteller- und IMF-Härtung nicht gravierend, insbesondere läßt sich das Härteniveau von HV30 = 235-255 gut mit dem C-Gehalt von MANET-II korrelieren.

Der Unterschied in den Korngrößen ist als gering anzusehen, zumal in keinem Fall Grobkornbildung beobachtet wurde.

Während 1075°C als Referenzhärte-temperatur festgelegt wurde, wurden bei allen Abmessungen noch Härteversuche bei 925°C, 1025°C und 1125°C durchgeführt, um zu zeigen, wann das maximale Härteniveau erreicht wird und ob bei 1125°C schon Grobkornbildung auftritt. Die Ergebnisse der Härtemessung und Korngrenzenbestimmung sind im Bild 9 für die Stababmessungen und im Bild 10 für die Blechabmessungen dargestellt. Verglichen werden die Ergebnisse mit den

Werten, die zu einem früheren Zeitpunkt am  $\varnothing$  22 mm Vorabmaterial ermittelt wurden und einen breiteren Härtetemperaturbereich abdecken. Die Ansprungshärte der Stababmessungen liegt mit HV30 = 380-395 in einem sehr engen Band für Härtetemperaturen von 925°C bis 1125°C. Auch die Korngrößen zeigen nur geringe Unterschiede, und bis 1125°C ist eine Korngröße von max. 64  $\mu\text{m}$  ( $\hat{=}$  ASTM 5) noch als fein anzusehen.

Bei den Blechen (Bild 10) ist die Bandbreite der Härtewerte mit HV30 = 362-395 etwas breiter, wobei insbesondere die 30 mm Bleche der Charge 50803 die untere Begrenzung bilden. Ein Grund könnte sein, daß die Charge mit 0.012 % den höchsten Al-Gehalt aufweist, gegenüber den übrigen Blechchargen. In Verbindung mit dem Zr-Anteil kann somit ein wesentlicher Anteil des N-Gehaltes abgebunden werden. Die Korngrößen wiederum liegen in einem relativ engen Bereich und entsprechen denen der Stababmessungen mit max.  $\leq$  64  $\mu\text{m}$  bei 1125°C Härtetemperatur.

## 5. Anlaßverhalten und Vergütungsgefüge

Das Anlaßverhalten aller Abmessungen wurde am Beispiel von vier Anlaßtemperaturen (600°C, 650°C, 700°C, 750°C) geprüft und ebenfalls mit den Werten vom  $\varnothing$  22 mm Stabmaterial verglichen, von dem eine komplette Anlaßkurve für den Temperaturbereich von 200°C-850°C vorliegt. Aus den Anlaß-Schaubildern in den Bildern 11 und 12 erkennt man, daß sich die Vergütungshärtewerte aller Chargen und Materialabmessungen in einem relativ engen Bereich um die früher aufgenommene Anlaßkurve des  $\varnothing$  22 mm Stabmaterials gruppieren. Der Härteanstieg bei AT > 780°C hängt mit der erneuten Teilhärtung durch Überschreiten von Ac<sub>1b</sub> zusammen.

Die bisherigen Ausführungen zum Anlaßverhalten beziehen sich auf den gehärteten Zustand, der durch die Wahl der entsprechenden Anlaßtemperatur und -zeit (in der Regel 2 std) in den gewünschten Vergütungszustand gebracht wird. Der spätere langzeitige Einsatz bei erhöhten Temperaturen, sei es als Bauteil oder Prüfling, übt eine zusätzliche Anlaßwirkung auf den Vergütungszustand aus (vielfach als Alterung bezeichnet), die die ursprünglich eingestellte Vergütungshärte bzw. -festigkeit erniedrigt und deren Einfluß durch die Bilder 11 + 12 nicht abgedeckt wird und durch entsprechende Versuche zur Anlaßbeständigkeit ergänzt werden muß. Umfangreiche empirische Untersuchungen haben gezeigt, daß in Bezug auf die Härteänderung Anlaßtemperatur und -zeit in begrenztem Rahmen gut austauschbar sind. Hollomon und Jaffe haben diesen Zusammenhang in einem Parameter der Form  $P = T_K (c + \log t)$  beschrieben [14], der später

durch eine Arbeit von Larson und Miller [15] zur Beschreibung des Zeitstandverhaltens bekannter wurde. Im Bild 13 wird die Änderung der Härte in der T/t-Abhängigkeit für MANET-I [11] und MANET-II dargestellt. Die Streubänder a) zeigen die Härteabnahme des nur gehärteten Zustandes durch 2-stündiges Anlassen bei Temperaturen von 600-750°C, wie sie auch aus den Bildern 11 + 12 ersichtlich ist. Die Streubänder b) dagegen zeigen nun, wie sich die Härte des Vergütungszustandes 1075° 30' + 750° 2h ändert, wenn das Material langfristig bei erhöhten Temperaturen beansprucht wird. Der Kurvenverlauf b) für MANET-II stützt sich auf Härtemessungen an Glühproben, die im Bereich 500-750° zwischen 20-2000h gegläht wurden sowie auf Messungen an Probenköpfen von Zeitstandproben, die im T-Bereich 500-700° bis zu 11200h geprüft worden waren.

Anhand des Auflösungsnetzes erkennt man, daß z.B. bis 550° und 2000h sich die Härte von MANET-II gegenüber dem Ausgangszustand praktisch nicht ändert, wohingegen bei MANET-I schon eine deutliche Härteabnahme einsetzt.

Von allen Härte- und Anlaßproben liegen Mikroschliffe vor. Entsprechend den geringen Unterschieden in Härte und Korngröße ist lichtmikroskopisch bei dem martensitischen Gefüge auch kein Unterschied zwischen den verschiedenen Chargen und Abmessungen erkennbar. Repräsentativ für die Stab- und Blechabmessungen sind in den Bildern 14-17 die Vergütungsgefüge für jeweils drei Anlaßbehandlungen dargestellt.

Metallographische Untersuchungen an der MANET-II Charge 50761 zeigten, daß im Vergleich zu MANET-I die Anzahl und Größe der Primärausscheidungen deutlich geringer ist, was in erster Linie auf den niedrigeren Zr-Anteil (MANET-I = 0.053 %, Chg. 50761 = 0.009 %) zurückzuführen ist. Eine Bewertung der Mikroschliffe aller Chargen von MANET-II im 1075°C gehärteten Zustand ergab, daß bei den Chargen 50803, 50806, 50761 und 50757 mit Zr-Gehalten von 0.007-0.014 % nicht in jedem Gesichtsfeld eine Primärausscheidung erkennbar ist. Dagegen kann bei der Charge 50805 mit 0.028 % Zr in jedem Gesichtsfeld mindestens eine Primärausscheidung beobachtet werden, jedoch liegt die Anzahl und Größe bei dieser Charge unter der von MANET-I.

## **6. Zugfestigkeitseigenschaften**

### **6.1 Einfluß der Anlaßtemperatur**

Vom  $\varnothing$  6 mm Stabmaterial (Chg. 50761) wurden Gewindekopfproben (M5) der Abmessung  $\varnothing$  3 x 35 mm ( $d_o$  x  $L_o$ ) gefertigt und bei 1075° 30' V/V gehärtet. Je 2 Proben wurden im Bereich 200° bis 800° 2h V/V angelassen und anschließend mit

den Proben des nur gehärteten Zustandes bei RT im Zugversuch nach DIN 50145 geprüft.

Die ermittelten Kennwerte sind im Bild 18 in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur aufgetragen. Anlaßtemperaturen von 200-400°C erniedrigen nur geringfügig die Zugfestigkeit  $R_m$ , wohingegen die Streckgrenzenwerte  $R_{p0,2}$  leicht ansteigen. Im Anlaßtemperaturbereich 450-500°C kommt es zu einer deutlichen Erhöhung der  $R_m$ -Werte und der Duktilitätskennwerte  $A_g$  und  $A$  (Gleichmaß- und Bruchdehnung). Die Streckgrenzenwerte  $R_{p0,2}$  verändern sich zwischen 400 und 450°C praktisch nicht, sind bei 500° deutlich niedriger und bei 550° Anlaßtemperatur wieder rd. 50 N/mm<sup>2</sup> höher. Zur Überprüfung dieses Minimums wurden 2 weitere Proben gehärtet und bei 500° 2h angelassen, die im anschließenden Zugversuch praktisch deckungsgleiche Werte ergaben (Tabelle 3).

Oberhalb 550 bis 750° nehmen mit steigender Anlaßtemperatur die Festigkeitskennwerte  $R_m$  und  $R_{p0,2}$  deutlich ab, wohingegen die Duktilitätskennwerte  $A$ ,  $A_g$  und  $Z$  nur unwesentlich zunehmen. Bei 800°C ist der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlungspunkt  $Ac_{1b}$  (780°C) überschritten, so daß wegen des vorliegenden neugebildeten Martensitanteils die Festigkeitswerte wieder ansteigen und die Duktilitätswerte abnehmen.

Bei 750°C Anlaßtemperatur sind für  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  und  $Z$  noch die Bereiche angegeben, in denen die Werte der Abnahmeversuche durch den Hersteller an allen MANET-II-Chargen liegen. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung mit den eigenen Versuchsergebnissen.

Im Bild 19 sind die Zugversuchswerte von MANET-II den Werten von MANET-I gegenübergestellt [11]. Auch bei MANET-I werden bei 500° Anlaßtemperatur etwas niedrigere  $R_{p0,2}$ -Werte gemessen als bei 450° und 500° Anlaßtemperatur. Eine Überprüfung der Versuche an der 1. K-Charge 51482 aus dem Schnell-Brüter-Programm ergab in gleicher Weise ein Minimum der  $R_{p0,2}$ -Werte bei 500° Anlaßtemperatur, das mit rd. 100 N/mm<sup>2</sup> noch deutlicher ist (KfK 3640, Bild 15 und 18 d) [16].

Dieses Streckengrenzenminimum (nicht zu verwechseln mit der 475°-Versprödung) wird noch stärker verdeutlicht, wenn man das Streckgrenzenverhältnis  $R_{p0,2}/R_m$  bildet und in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur darstellt (Bild 20). Die Ursachen sind komplexe Ausscheidungsvorgänge, die in der Literatur vielfach beschrieben sind, aber - wie im Falle dieses Streckgrenzenminimums - nur unzureichend mit mechanischen Eigenschaften korreliert wurden [17, 18]. Lediglich in einer Arbeit von Irvine et al. [19] wird an einem 12 % CrNiMoV-Stahl der gleiche Effekt beschrieben, der mit steigendem C-Gehalt (0.13 % - 0.26 %) immer

ausgeprägter wird. Ausführliche Strukturuntersuchungen der Autoren ergaben, daß durch die Abkühlung an Luft genügend Zeit bleibt, daß sich feine  $\text{Fe}_3\text{C}$ -Ausscheidungen bilden und nach Unterschreiten von  $M_s$  ein Selbstanlaßeffect beobachtet wird. Beim nachfolgenden Anlassen bilden sich ab  $450\text{-}500^\circ$  feine Matrixausscheidungen ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{C}$ ). Es wird eine Auflösung von  $\text{Fe}_3\text{C}$  anstelle von  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  in der Matrix beobachtet und ein Wachsen der  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ -Korngrenzenkarbide auf Kosten der  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ -Karbide, welche vergrößern. Dieser Befund wird durch eigene Untersuchungen an der 1.4914-SNR-Variante bestätigt [22].

Wenn dieser Ausscheidungsablauf infolge der langsameren Abkühlung durch die Lufthärtung die Ursache für das Streckgrenzenminimum ist, sollte bei einer schnellen Abkühlung durch Wasserhärtung dieser Effekt nicht auftreten. Aus dem gleichen Material, auf dem das Bild 18 basiert, wurden Proben bei  $1075^\circ 30'$ /Wasser gehärtet und zwischen  $400$  und  $550^\circ$  angelassen und bei RT geprüft. Aus Bild 20 ist ersichtlich, daß das  $R_{p0.2}/R_m$ -Verhältnis in der Tat kein Minimum mehr bei  $500^\circ$  aufweist. Auch im Zugfestigkeitsschaubild (Bild 21) zeigen wasserhärtete Proben einen allmählichen Übergang in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur statt der Maxima und Minima.

## 6.2 Einfluß der Prüftemperatur und Vergütungsbehandlung

Zum Einfluß der Prüftemperatur wurden  $\varnothing 5 \times 25$  mm ( $d_o \times L_o$ ) Gewindekopfproben aus dem  $\varnothing 12$  mm Stabmaterial gefertigt, die bei  $1075^\circ 30'$  V/V gehärtet und bei  $600^\circ$  bzw.  $650^\circ$  bzw.  $750^\circ 2\text{h}$  V/V angelassen wurden. Diese drei Vergütungszustände wurden im T-Bereich RT- $750^\circ$  geprüft. Vom 12 mm Blech der Charge 50806 wurden in gleicher Weise Proben in diesen 3 Vergütungszuständen hergestellt, die ergänzend bei RT und  $300^\circ\text{C}$  geprüft wurden.

Im Bild 22 sind die Zugversuchsergebnisse in Abhängigkeit von der Prüftemperatur aufgetragen. Aus den Teilbildern a und b ist deutlich die Abnahme der Zugfestigkeits- und Streckgrenzenwerte mit steigender Anlaßtemperatur über den gesamten Prüftemperaturbereich erkennbar. Dieser Abnahme der  $R_m$ - und  $R_{p0.2}$ -Werte stehen steigende Bruchdehnungswerte (A im Teilbild c) gegenüber. Die Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  und die Brucheinschnürung Z werden dagegen durch die unterschiedliche Anlaßbehandlung nicht wesentlich beeinflusst (Teilbilder c + d).

Der Vergleich mit der MANET-I-Charge 53645 [11] erfolgt für die drei Vergütungszustände in den Bildern 23 und 24. Zugfestigkeit  $R_m$  und Streckgrenze  $R_{p0.2}$  von MANET-I liegen bis  $500^\circ$  Prüftemperatur deutlich über den Werten von MANET-II.

Dies ist auf den höheren C-Gehalt von MANET-I und die daraus resultierende höhere Vergütungshärte zurückzuführen. Dem stehen deutlich niedrigere Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  (Bild 24) gegenüber, wohingegen die Brucheinschnürungswerte  $Z$  und die Bruchdehnungswerte  $A$  praktisch gleich sind. Oberhalb  $500^\circ$  Prüftemperatur gleichen sich die  $R_m$ - und  $R_{p0,2}$ -Werte von MANET-I und II weitgehend an. Bei den Duktilitätskennwerten Brucheinschnürung ( $Z$ ) und Bruchdehnung ( $A$ ) weist MANET-I bis  $700^\circ$  Prüftemperatur geringfügig höhere Werte auf, wohingegen die Gleichmaßdehnung ( $A_g$ ) über den gesamten Prüftemperaturbereich unter der von MANET-II liegt.

Eine zusammenfassende Darstellung der Zugfestigkeit und Streckgrenze in Abhängigkeit von der Anlaß- und Prüftemperatur ist in den Bildern 25 und 26 gegeben. Die Tabellen 3 und 4 enthalten die Kennwerte der durchgeführten Zugversuche.

Neben diesen charakterisierenden Zugversuchen wurden flächendeckend von den angelieferten Halbzeugabmessungen Zug- und Kerbschlagversuche durchgeführt. Die Ergebnisse werden in einem weiteren Bericht behandelt [20].

## 7. Zeitstandverhalten

### 7.1 Versuchsdurchführung

Die Zeitstandversuche wurden nach DIN 50119 mit Gewindekopfproben der Abmessung  $\varnothing 8 \times 50$  bzw.  $\varnothing 5 \times 25$  mm ( $d_o \times L_o$ ) in Einprobenöfen 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 Probenkragen 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.



Das folgende Kapitel beschreibt das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten anhand von Versuchen an mehreren Chargen und Abmessungen im T-Bereich von 450-700°C. Dadurch, daß MANET-II in 11 verschiedenen Abmessungen aus 6 Einzelchargen (s. Tabelle 1) vorliegt, konnten nicht alle Chargen und Abmessungen flächendeckend geprüft werden. Aus der folgenden Aufstellung geht hervor, welche Chargen und Abmessungen unter welchen Gesichtspunkten geprüft wurden.

Charge	Abmessung	Zustand	Prüftemperatur
50806	12 mm Blech	Anl.-Zustand - längs	450-700°C
"	"	Anl.-Zustand - quer	450-650°C
50805	20 mm Blech	Anl.-Zustand - längs	600-700°C
50803	30 mm Blech	Anl.-Zustand - längs	500-650°C
"	"	Einfl. d. Anlaßtemp.	600-650°C
50761	∅ 6 mm Stab	Anl.-Zustand	600°C
"	∅ 12 mm Stab	Anl.-Zustand	600-700°C
"	∅ 12 mm Stab	Einfl. d. Anlaßtemp.	600-650°C
"	∅ 20 mm Stab	Anl.-Zustand	450-700°C

Die Primärdaten der Zeitstandversuche sind in den Wertetabellen 5 - 14 zusammengestellt.

## 7.2 Zeitstandfestigkeit

Die bisher ermittelten Standzeiten der zuvor aufgelisteten Chargen und Abmessungen sind im Bild 27 in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen. Dabei sind für jede Prüftemperatur die Werte der Längsproben aus der Charge 50806 mit einer Mittelwertkurve dargestellt, die auch als konservative Mittelwertkurve für MANET-II angesehen werden kann. D.h., die meisten Standzeitwerte der übrigen Chargen und Abmessungen liegen etwas höher. Daß das Festigkeitsstreuband bei 600° Prüftemperatur am breitesten ist, liegt in erster Linie daran, daß bei dieser Temperatur alle angegebenen Chargen und Abmessungen geprüft wurden, wohingegen die übrigen Prüftemperaturen nur teilweise belegt sind. Die bisher längste Standzeit beträgt 11300 std (650°-60 MPa).

Ohne zunächst näher auf die Unterschiede im Zeitstandfestigkeitsverhalten bzw. auf verschiedene Einflußgrößen einzugehen, sind im Bild 28 alle Standzeitwerte

nach dem Larson-Miller-Verfahren [15] in Form der sog. 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 abschätzen. Als Vergleich ist die Zeitstandhauptkurve für MANET-I eingezeichnet [11]. 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 [12] 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.

### 7.2.1 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 29 zeigt, daß die Zeitstandfestigkeit, im Vergleich zur Gesamtstreuung der Versuchsergebnisse durch den unterschiedlichen Zr-Anteil nicht signifikant beeinflusst wird.

### 7.2.2 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 30 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° gedreht wurden und sich demzufolge keine ausgeprägte Textur ausbilden konnte.

### 7.2.3 Einfluß der Materialabmessung

Aus Bild 27 ging schon hervor, daß die Spannbreite der Standzeitwerte der verschiedenen Chargen und Materialabmessungen bei 600° und 650° erheblich ist. In den vorangegangenen Kapiteln wurde gezeigt, daß Analysenunterschiede und Probenlage nur einen geringen Anteil an dieser Spannbreite ausmachen. Wesentlich größer ist der Anteil von Proben aus verschiedenen Halbzeugabmessungen, wie aus Bild 31 hervorgeht. Im Teilbild a sind die Standzeitwerte von Proben der verschiedenen Stababmessungen, die alle aus der Charge 50761 gefertigt wurden, aufgetragen. Auffallend ist der starke Abfall der Zeitstandfestigkeitskurve und der 1% Zeit-Dehngrenzen-Kurve (b) für Proben aus den  $\varnothing$  6mm Stäben.

Einleitend wurde schon darauf hingewiesen, daß das  $\varnothing$  6mm Material mit einer zu hohen Vergütungsfestigkeit angeliefert wurde, die nicht für eine 750°-2h Anlaßbehandlung repräsentativ ist. Zeitstandversuche an verschiedenen Varianten dieses Stahltyps hatten schon früher gezeigt, daß die auf höhere Festigkeit vergüteten Zustände eine deutlich stärkere Abnahme in der Zeitstandfestigkeit aufweisen und bei höheren Temperaturen und längeren Zeiten die Werte auch absolut unter denen der Zustände mit geringerer Vergütungsfestigkeit lagen, wie auch noch im folgenden Kapitel gezeigt wird.

Dies erklärt auch die deutlich niedrigeren Werte für das  $\varnothing$  22mm Material bei 700°. Diese Abmessung wurde uns als Vorabmaterial im geschmiedeten Zustand überlassen, um vorlaufend Härte- und Anlaßversuche durchzuführen. Für erste orientierende Zeitstandversuche wurden Proben im IMF bei 1075°30'/L + 750° 2h/L vergütet und geprüft. Diese Proben ergaben im Prüftemperaturbereich 500°-550°C deutlich längere Standzeiten als die später vom Hersteller vergüteten und gelieferten Abmessungen, jedoch bei 650° und 700° deutlich kürzere Standzeiten.

### 7.2.4 Einfluß der Vergütungsbehandlung

Die bisherigen Ausführungen zum Zeitstandfestigkeitsverhalten bezogen sich auf den Referenzzustand mit 750° Anlaßtemperatur. Um das Potential für höhere Festigkeitswerte durch niedrigere Anlaßtemperaturen aufzuzeigen, wurden Proben im IMF bei 1075° gehärtet und bei 600° bzw. 700° bzw. 750° angelassen. Die Zugfestigkeitswerte sind im Kapitel 6.2 beschrieben worden. Inwieweit die höhere Vergütungsfestigkeit auch bei Langzeitbeanspruchung im Zeitstandversuch erhalten bleibt, ist für die Prüftemperaturen 600° und 650° in den Bildern 32 und 33 dargestellt. Die Zeitstandfestigkeitskurven der bei 600° bzw. 700° angelassenen Proben liegen bei 600° Prüftemperatur bis ~2000 std Standzeit deutlich über dem

Zeitstandfestigkeitsbereich des Referenzzustandes (schraffierter Bereich) (Bild 32a). Zu längeren Standzeiten hin fällt die Zeitstandfestigkeit allerdings auf das Niveau des Referenzzustandes. Bei 650° ist der Unterschied zwischen den verschiedenen Zuständen nur noch gering (Bild 32b). Die Standzeiten der im IMF bei 750° angelassenen Proben entsprechen bzw. liegen knapp oberhalb der Werte des Referenzzustandes.

Für längerzeitige Beanspruchung bei Temperaturen <600° kann davon ausgegangen werden, daß durch niedrigere Anlaßtemperaturen als 750° auch höhere Zeitstandfestigkeitswerte gegeben sind, wie sich aus der Zeitstandhauptkurve im Bild 8 abschätzen läßt und durch Erfahrungswerte an verschiedenen Varianten dieses Stahltyps belegt ist [11,16].

### 7.3 Zeit-Dehngrenzen

Für die Auslegung eines Bauteiles für den Einsatz bei höheren Temperaturen ist weniger die Zeitstandfestigkeit, als vielmehr eine bestimmte Dehngrenze wichtig. Die kontinuierliche Registrierung des Kriechverlaufes erlaubte die exakte Bestimmung der Dehngrenzen im Bereich 0,1% bis 5%, wie sie in den Wertetabellen 5-14 zusammengestellt sind.

Analog dem Bild 28 für die Standzeiten sind im Bild 34 die Zeiten für 1% Kriechdehnung von allen Versuchen am Referenzzustand der verschiedenen Chargen und Abmessungen über dem Larson-Miller-Parameter als Streuband dargestellt. Auch in dieser Darstellung zeigt sich im Vergleich zu MANET-I die positive Auswirkung eines günstigen N/AL-Verhältnisses. Den größten Anteil an der Streubreite der 1% Zeit-Dehngrenzen haben auch in diesem Fall die verschiedenen Materialabmessungen, wie schon aus den Bildern 31 b + d hervorging. Die Probenlage (längs-quer) hat bei 450° und 500° auf das Erreichen von 0,2% bzw. 1% Kriechdehnung keinen Einfluß, und bei 550° bis 650° weisen die Querproben nur unwesentlich längere Zeiten auf, wie aus den Bildern 35 und 36 hervorgeht. Der unterschiedliche Zirkongehalt hat keinen Einfluß.

Der Einfluß der Vergütungsbehandlung mit unterschiedlichen Anlaßtemperaturen stellt sich für die Lage der 1% Zeit-Dehngrenzenkurven quantitativ in gleicher Weise dar, wie die Abhängigkeit der Zeitstandfestigkeitskurven im Bild 32. Im Bild 37 wird gezeigt, daß die niedrigeren Anlaßtemperaturen (600° bzw. 700°) bei gleicher Spannung auch zu längeren Zeiten bis zum Erreichen von 1% Kriechdehnungen führen; allerdings bei langen Beanspruchungszeiten (>10<sup>3</sup> std) und

Temperaturen  $\geq 600^\circ\text{C}$  ist bei dem mit  $600^\circ$  angelassenen Zustand eine stärkere Festigkeitsabnahme erkennbar als bei den übrigen Vergütungszuständen.

#### 7.4 Kriechverhalten

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 38) 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. Die Spannungsabhängigkeit von  $\dot{\epsilon}$  ist zunächst stark temperaturabhängig und bei höheren Prüftemperaturen infolge struktureller Änderungen auch bei gleicher Prüftemperatur nicht über den gesamten Prüfspannungsbereich gleich, wie man aus der Darstellung im Bild 38 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 allen Prüftemperaturen 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.

Diese Werte können als repräsentativ für MANET-II angesehen werden. Die Streuung der  $\dot{\epsilon}_{\text{Pmin}}$ -Werte innerhalb der schraffierten Bereiche, bzw. die z.T. geringe Anzahl der Werte, lassen keine abweichenden Werte für  $n$ - und  $k$  zu, um einen Einfluß der Probenlage, des Zr-Gehaltes oder der Halbzeugabmessung darzustellen.

Der Einfluß der Vergütungsbehandlung (Bild 39) zeigt sich zunächst in deutlich niedrigeren Kriechraten für die bei  $600^\circ$  und  $700^\circ$  angelassenen Zustände, jedoch deutet sich bei  $600^\circ$  Prüftemperatur schon ein Abknicken in der  $\dot{\epsilon}$ - $\sigma$ -Abhängigkeit an und bei 160 MPa liegen die Werte im Bereich des Referenzzustandes. Ob bei  $650^\circ$  Prüftemperatur die Neigung und Lage der  $\dot{\epsilon}$ - $\sigma$ -Abhängigkeit für den bei  $600^\circ$  und  $700^\circ$  angelassenen Zustand auch für Spannungen  $< 100$  MPa gültig ist, läßt sich aus den bisherigen experimentellen Daten nicht sagen.

**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

**7.5 Duktilitätskennwerte**

Die an den Proben nach dem Versuch gemessenen Werte für Bruchdehnung ( $A_U$ ) und Brucheinschnürung ( $Z_U$ ) sind, nach Prüftemperaturen getrennt, in den Bildern 40 + 41 in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen. Bei Prüftemperaturen im Bereich 450°-500° sind beide Kennwerte weitgehend standzeitunabhängig, und bei 550° ist eine schwache Tendenz zu abnehmenden Werten erkennbar. Bei 600° und 650° Prüftemperatur nimmt teilweise die Duktilität deutlich ab, wobei bei den Brucheinschnürungswerten eine deutliche Auffächerung erkennbar ist: Bei den Proben aus den Stäben der Charge 50761 ist die Duktilitätsabnahme stärker ausgeprägt als bei den Proben aus den Blechen (Chg. 50803 und 50806). Den geringsten Duktilitätsverlust weisen die Proben der Charge 50805 (20 mm Blech) auf. Dies ist die Charge mit dem höchsten Zr-Gehalt; ob allerdings der Zr-Anteil maßgeblich ist, kann derzeit noch nicht gesagt werden.

Der Unterschied in den Duktilitätskennwerten bei den längs bzw. quer zur Walzrichtung entnommenen Proben ist quantitativ nicht sehr ausgeprägt, wie aus den Bildern 42 und 43 hervorgeht. Lediglich bei 600 und 650° Prüftemperatur setzt bei den Querproben die Duktilitätsabnahme zeitlich etwas verzögert ein.

Die Versuche an Proben mit unterschiedlicher Vergütungsbehandlung ergaben, daß die auf höhere Festigkeit vergüteten Proben mit 600° bzw. 700° Anlaßtemperatur erwartungsgemäß zunächst niedrigere Duktilitätswerte aufweisen als die bei 750° angelassenen Proben ( $\hat{=}$  Anlieferzustand) (Bild 44). Zu längeren Standzeiten hin deutet sich jedoch bei 600° Prüftemperatur eine Zunahme der Duktili-

tätswerte an, wohingegen die Werte des 750° angelassenen Zustandes in den Bereich bzw. bei 650° Prüftemperatur z.T. noch unter die Werte der bei 600/700° angelassenen Proben abfallen.

## 7.6 Härtemessungen und metallographische Nachuntersuchungen

Ein Teil der im Zeitstandversuch gefahrenen Proben wurde anschließend metallographisch untersucht und die Härte HV30 gemessen. Die Härtewerte aus dem Probenkopf, dessen Gefüge durch die angelegte Versuchsspannung nicht verformt wird, sind ein gutes Indiz dafür, inwieweit die langfristig einwirkende Prüftemperatur auf den ursprünglich eingestellten Vergütungszustand einen zusätzlichen Anlaßeffekt hat (Alterung). Dies ist im Kapitel 5 behandelt worden, und die gemessenen Härtewerte sind im Bild 13 eingearbeitet (Bereich b).

Lichtmikroskopisch sind in der martensitischen Struktur der bei verschiedenen Temperaturen und Zeiten beanspruchten Proben gegenüber dem Ausgangszustand keine gravierenden Änderungen erkennbar, wie einige Beispiele in der Bildtafel 45 zeigen.

## 7.7 Einfluß des N/Al-Gehaltes

Einen wesentlichen Anteil am guten Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten zu langen Zeiten bzw. höheren Temperaturen hin hat das spezifizierte N/Al-Verhältnis, wie aus dem Bild 46 hervorgeht. Durch die Begrenzung des Al-Gehaltes auf < 100 ppm ergibt sich im N/Al-Verhältnis ein größerer effektiver N-Anteil gegenüber MANET-I. Dadurch wird die Rekristallisationsneigung und die Vergrößerung der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen unterbunden bzw. verzögert [12,21], die im Fall von MANET-I zu einem ausgeprägten S-Schlag in der Zeit-Dehngrenzenkurve und in der Zeitstandfestigkeitskurve führte. Oberhalb von  $P = 24$  (das entspricht  $550^\circ \geq 10^4$  std bzw.  $600^\circ \geq 10^3$  std) resultiert daraus eine deutliche Erniedrigung der Versuchsspannung für gleiche Standzeit  $t_m$  bzw. für die Dehngrenze  $t_{1\%}$  gegenüber MANET-II.

## 8. Kerbschlagzähigkeit

Die Kerbschlagzähigkeitseigenschaften wurden nach DIN 50115 mit ISO-V-Proben untersucht. Für alle Abmessungen von MANET-II sind Versuche im instrumentierten Kerbschlagversuch im Gange [20], die zusätzliche bruchmechanische Kennwerte liefern in Ergänzung zum konventionellen Kerbschlagversuch. Für die Cha-

rakterisierung von MANET-II reicht jedoch zunächst die Kenntnis der verbrauchten Schlagarbeit  $A_v$  und FATT (Fracture Appearance Transition Temperature) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur aus. Hierzu wurden ISO-V-Proben aus der Charge 50806 (12 mm Blech) hergestellt, die sowohl im Anlieferzustand als auch in 2 weiteren Vergütungszuständen in unserem Auftrag beim Stahlhersteller SAARSTAHL geprüft wurden.

## 8.1 Anlieferzustand

Im Bild 47 sind die  $A_v$ -t-Kurven für zwei MANET-II-Chargen von quer (TL) zur Walzrichtung entnommenen Proben dargestellt. Die Ergebnisse der Charge 50803 (30 mm Blech) entstammen [20] und liegen in der Hochlage ( $\geq 10^\circ\text{C}$ ) deutlich über den Werten der Charge 50806 (12 mm Blech). Im Vergleich zu MANET-I besteht aber ein erheblicher Unterschied zugunsten von MANET-II im Kerbschlagzähigkeitsverhalten, was sich auch in den Werten für FATT ausdrückt, bei der 50% kristalliner Bruchanteil auftritt.

## 8.2 Einfluß der Probenlage und Anlaßtemperatur

Aus dem 12 mm Blech der Charge 50806 wurden Proben längs (LT) und quer (TL) zur Walzrichtung entnommen, und bei den Querproben im Vergleich zum Anlieferzustand mit  $750^\circ$  Anlaßtemperatur sind noch zwei Probenserien mit  $600^\circ$  und  $700^\circ$  Anlaßtemperatur geprüft worden. Im Bild 48 a + b sind die  $A_v$ -Werte und der Anteil des kristallinen Flecks in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt.

Obwohl die Bleche beim Walzen nach jedem Stich um  $90^\circ$  gedreht wurden und somit eine ausgeprägte Walzrichtung vermieden wird, weisen die Längsproben (●) oberhalb  $\pm 0^\circ\text{C}$  bessere Kerbschlagzähigkeitswerte auf als die Querproben (○), und FATT liegt mit  $-7^\circ\text{C}$  deutlich günstiger. Der Unterschied in der verbrauchten Schlagarbeit  $A_v$  liegt aber auch in der Größenordnung des Chargeneinflusses, wie ein Vergleich von Bild 48 mit Bild 47 ergibt. Die Werte der Querproben der Charge 50803 entsprechen den Werten von Längsproben der Charge 50806.

Eine Absenkung der Anlaßtemperatur von  $750^\circ$  auf  $700^\circ$  (□) bedeutet auch eine Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeit in der Hochlage und im Übergangsbereich und einen Anstieg der FATT von  $+3^\circ$  auf  $+10^\circ\text{C}$ . Dies ist für eine Erniedrigung von  $50^\circ$  in der Anlaßtemperatur eine moderate Abnahme der Kerbschlagzähigkeitseigenschaften, zumal die Werte absolut noch über den MANET-I Werte für  $720$ - $750^\circ$  Anlaßtemperatur liegen.



Eine weitere Absenkung der Anlaßtemperatur auf 600°, als Option für sehr hohe Festigkeitswerte, bewirkt eine deutliche Abnahme der Av-Werte ( $\Delta$ ) und starken Anstieg von FATT auf +45°C.

## 9. Zusammenfassung

- Die Variante MANET-II zeigt aufgrund der Modifikation in der chemischen Zusammensetzung gegenüber MANET-I ein trägeres Umwandlungsverhalten bei kontinuierlicher Abkühlung, d.h. der Werkstoff ist auch bei noch größeren Abmessungen voll martensitisch.
- Die Vergütungshärte und -festigkeitwerte liegen wegen des von 0.13% auf 0.11% abgesenkten C-Gehaltes nur geringfügig niedriger, dagegen ist die Langzeit-Anlaßbeständigkeit besser.
- Die Zeitstandfestigkeits- und Kriecheigenschaften sind deutlich verbessert, insbesondere wegen des spezifizierten N/Al-Verhältnisses, das ein Auftreten der Kriechanomalie verhindert, die bei MANET-I einen ausgeprägten negativen Einfluß auf die Zeitstandkennwerte hatte.
- Die Kerbschlagzähigkeitseigenschaften sind im Bereich der Hochlage und der Übergangstemperatur ebenfalls deutlich verbessert.

Posthum sei an dieser Stelle Herrn Dr. Christo Wassilew († 2.3.93) gedacht, der an der Entwicklung der MANET-Varianten durch seine Kreativität und sein Engagement wesentlichen Anteil hatte.

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

## 10. Literatur

- [1] J.Z. Briggs, T.D. Parker  
"The Super 12%-Cr-Steels"  
Climax Molybdenum Company, New York 1965
- [2] A.K. Khare  
"Ferritic steels for high-temperature applications"  
Proc. of an ASM-Int. Conf. on Production, Fabrication, Properties and Application of Ferritic Steels in High-Temperature Applications, Warren, Pa., 6.-8. Okt. 1981
- [3] F. Brühl et al.  
"Verhalten des 9%-Chromstahles X 10 CrMoVNb 91 im Kurz- und Langzeitversuch".  
VGB-Kraftwerkstechnik, 69. Jhrg., Heft 12, 1989, S. 1214-1231
- [4] K. Ehrlich, M. Schirra  
"Entwicklungsarbeiten an Nb-stabilisierten martensitischen 9-12%-Chromstählen für Anwendungen in der Energietechnik".  
15. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 6. Nov. 1992
- [5] 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
- [6] D.R. Harries  
"Ferritic alloys for use in nuclear energy technologies"  
Top Conf. on Ferritic steels for high-temperature applications, Snowbrid, Utah, 19.-23. Juni 1983
- [7] 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

- [8] R. R. Solano  
"Materiales de primera pared en reactores de fusion por confinamiento magnetico"  
Energia Nuclear-Espana 29 (157) Sept./Okt. 1985
- [9] K. Ehrlich, D. Munz, K. Anderko  
"Metallische Strukturwerkstoffe als Erste-Wandmaterialien"  
Jahrestagung Kerntechnik Karlsruhe, 2.-4.6.1987  
Fachsitzung Materialien für Kernfusionsanlagen, Seite 1-29
- [10] K. Ehrlich, K. Anderko  
"Metallische Werkstoffe als Erste-Wand-Materialien für zukünftige Fusionsreaktoren"  
Journal of Nuclear Materials 171 (1990) S. 139-149
- [11] 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
- [12] 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
- [13] F. Wever et al.  
"Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Teil I und II", Band 1, Band 2  
1972  
VDEh-Düsseldorf 1954/58
- [14] J.H. Hollomon, L.D. Jaffe  
"Time-Temperature Relations in Tempering Steel"  
Transactions of the Am. Inst. of Mining and Met. Eng. 162/1945,  
S. 223-249
- [15] F.R. Larson, J. Miller  
"A time-temperature relationship for rupture and creep stresses"  
Trans. ASME 74 (1952) 765/75

- [16] M. Schirra  
"Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.-Nr. 1.4914) mit abgesetztem Stickstoffgehalt"  
KfK-Bericht 3640, August 1984
- [17] H. Wisniowski  
"Hochwarmfeste 12%-Chromstähle"  
DEW-Technische Berichte, Heft 2, 1969, S. 117-133
- [18] W. Wessling  
"Wärmebehandlung und mechanische Eigenschaften der hochwarmfesten Vergütungsstähle mit 12% Chrom"  
Sie und Wir, Siegen, Band 17 - 1976, S. 4-12
- [19] K.J. Irvine, D.J. Crowe, F.B. Pickering  
"The physical metallurgy of 12% chromium steels"  
Journal of The Iron and Steel Inst., Aug. 1960, S. 386-405
- [20] L. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer  
KfK-Bericht, demnächst
- [21] E. Materna-Morris, M. Schirra  
"Mikrostrukturelle Untersuchungen zur Klärung von beobachteten Kriechanomalien in martensitischen 9-14% Chromstählen"  
14. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 19.11.91
- [22] E. Materna-Morris, M. Schirra, K. Ehrlich  
"The correlation between fracture behaviour and microstructure in a Nb-bearing, fully martensitic steel of type 1.4914"  
Materials for Nuclear Reactor Core Applications, Proc. Intern. Conf., Vol. 1, British Nuclear Energy Society, London, 263-269

Tabelle 1

MANET-II

Chem. Zusammensetzung gem. Saarstahl-Abnahmeprüfzeugnis  
(Stückanalyse)

	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
ÄCr		12.79	12.86	12.65	12.97	12.98	13.08
ÄNi		5.13	5.15	4.81	4.84	5.15	5.13
Abmes- sung	* v. 22.11.88 ** Abspr. v. 13.7.89	Blech 30 mm	Blech 30 mm	Blech 20;6mm	Blech 12;8; 4mm	Stab Ø6;12; 20 4kt.100* *geschmie- det	Stab Ø95 mm

Beim Hersteller noch vorhandenes Material:

- a) Ø495-VL34 Chg. 50807 3400kg
- b) 4kt. 200mm 50757 210 "
- c) 4kt. 200 " 50761 470 "

Tabelle 2

**Analysen-Spezifikation des Stahltyps 1.4914**

	VDEh-Spezifikation	SNR-Spezifikation	MANET-I
C	0.11-0.19	0.16-0.18	0.12-0.14
Si	0.15-0.65	0.25-0.35	0.30-0.40
Mn	0.20-1.25	0.60-0.80	0.80-1.20
P	max. 0.030	max. 0.008	max. 0.005
S	max. 0.025	max. 0.008	max. 0.004
Cr	10-12	10.2-10.7	10.2-10.8
Ni	0.50-1.20	0.75-0.95	0.75-0.95
Mo	0.40-1.00	0.45-0.65	0.65-0.85
V	0.10-0.70	0.20-0.30	0.15-0.25
Nb	0.10-0.60	0.10-0.25	0.10-0.20
N	0.03-0.09	max. 0.010	0.02-0.04
Al	-	0.03-0.10	0.04-0.06
B	-	max. 0.0015	0.007-0.009
Co	-	max. 0.02	max. 0.02
Cu	-	max. 0.01	max. 0.02
Zr	-	-	0.08-0.10
		1979	1984

**Tabelle 3**  
**Zugversuchsergebnisse** (Einfluß der Anlaßtemperatur)  
MANET-II (1.4914) Chg. 50761, Ø 6 mm Material  
 Probe: Ø 3 x 35 mm (do x Lo)  
 V<sub>R</sub>: 0.35 mm / min  
 Prüftemperatur: RT

Zustand	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>p0.2</sub> N/mm <sup>2</sup>	A %	Ag %	Z %	R <sub>p0.2</sub> /R <sub>m</sub>
1075°30'V/V	1287	960	8.3	3.75	64.0	0.75
	1290	929	8.9	4.36	60.0	0.72
+ 200°2hV/V	1238	944	8.0	3.75	59.9	0.76
	1260	956	9.1	4.85	59.9	0.76
+ 300°2hV/V	1251	1012	9.7	4.31	59.7	0.81
	1253	1015	9.3	4.19	55.5	0.81
+ 400°2hV/V	1259	1046	10.0	5.17	59.8	0.83
	1225	1023	9.4	4.72	64.0	0.84
+ 450°2hV/V	1266	1019	10.3	5.93	55.6	0.80
	1294	1046	11.4	7.29	59.8	0.81
+ 500°2hV/V	1328	868	10.6	6.0	61.8	0.65
	1328	899	11.6	6.92	59.7	0.68
	1373	878	10.9	6.64	51.0	0.64
	1347	858	11.0	6.49	59.7	0.64
+ 550°2hV/V	1161	976	7.7	2.96	62.0	0.84
	1148	954	9.1	3.47	60.0	0.83
+ 600°2hV/V	1003	886	8.6	3.19	66.0	0.88
	981	868	8.9	3.60	67.7	0.88
+ 650°2hV/V	919	818	8.6	3.58	64.0	0.89
	929	826	9.4	4.09	60.0	0.89
+ 700°2hV/V	877	770	9.7	4.79	64.0	0.88
	866	760	9.7	4.77	64.0	0.88
+ 750°2hV/V	806	697	9.1	3.93	64.0	0.86
	803	689	9.7	4.21	68.0	0.86
+ 800°2hV/V	941	755	7.4	2.50	62.0	0.80
	962	780	7.3	2.51	60.0	0.81
1075°30'Wasser						
+ 400°2h/L	1324	1060	10.0	4.94	64.0	0.80
	1328	1062	10.7	4.90	68.0	0.80
+ 450°2h/L	1318	1069	11.1	5.58	64.0	0.81
	1318	1069	9.6	5.58	60.0	0.81
+ 500°2h/L	1298	1049	10.9	5.78	68.0	0.81
	1287	1054	8.9	3.47	68.0	0.81
+ 550°2h/L	1231	1041	9.9	4.33	65.8	0.85
	1207	1023	8.9	3.67	63.8	0.85

Tabelle 4

Zugversuchsergebnisse  
 MANET-II (1.4914)

(Einfluß der Prüftemperatur)  
 Chg. 50761 (Ø 12 mm Material)  
 Probe: Ø 5 x 25 mm (do x Lo)  $V_R = 0.25$  mm/min

Zustand	Prüftemp.	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>p0.2</sub> N/mm <sup>2</sup>	A %	Ag %	Z %	R <sub>p0.2</sub> /R <sub>m</sub>
1075°30min V/V + 750°2h V/V Bez. 15	RT	756	658	20.0	5.02	71.8	0.87
	300°	666	595	14.8	3.52	69.7	0.89
	400°	606	505	16.0	4.16	61.5	0.83
	500°	488	439	23.2	2.70	78.8	0.90
	600°	337	320	26.0	1.13	84.0	0.95
	700°	179	156	33.4	2.13	88.4	0.87
	750°	111	92	43.0	2.67	90.4	0.83
1075°30min V/V + 700°2h V/V Bez. 16	RT	839	736	17.0	4.83	65.2	0.88
	300°	719	641	14.4	3.61	67.4	0.89
	400°	678	606	15.4	3.21	68.7	0.89
	500°	558	524	20.8	1.63	75.0	0.94
	600°	403	380	23.8	1.10	80.6	0.94
	700°	256	233	24.4	1.22	77.0	0.91
	750°	180	159	22.0	1.10	84.0	0.88
1075°30min V/V + 600°2h V/V Bez. 17	RT	973	869	16.2	4.21	66.3	0.89
	300	857	769	12.8	2.48	64.0	0.90
	400	811	730	15.2	2.75	64.0	0.90
	500	680	636	17.0	1.26	73.0	0.94
	600	498	469	19.2	0.82	82.3	0.94
	700	313	290	17.2	0.89	77.0	0.93
	750	206	191	17.8	0.87	80.6	0.93
Chg. 50806 12 mm Blech 1075°30min V/V + 750°2h V/V	RT	763	653	19.2	5.44	68.7	0.86
	300	658	573	15.1	3.37	68.7	0.87
1075°30min V/V + 700°2h V/V	RT	859	763	18.4	5.11	65.0	0.89
	300	739	663	14.4	3.12	66.2	0.90
1075°30min V/V + 600°2h V/V	RT	982	875	17.6	4.38	66.2	0.89
	300	767	851	13.6	2.69	61.7	0.90



Zeitstandversuche

12 mm Blech; Probe: Ø 5 x 25 mm (doxLo)

Tabelle 5

Anl.-Zust.: 965°2h + 1075°30' + 7502h

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

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$	
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-	ZSV	2276		420	483	0,28	1	3	26	92	225	404		26,8	77,0	67
zustand	ZSV	2288		420	543	0,28	1,5	5	32	114	273	474		22,4	80,6	53
Längsprobe	ZSV	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

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	$V$ $^{\circ}C$	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
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 7

Fortsetzung von Tab. 6

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
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:  $\varnothing 8 \times 50$  mm (doxLo)

Anl.-Zust.:  $965^{\circ}2h + 1075^{\circ}30' + 750^{\circ}2h$

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

Tabelle 8

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
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; Probe: Ø 8 x 50 mm (doxLo)

Tabelle 9

Anl.-Zust.: 965°2h + 1075°30' + 750°2h

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

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	σ <sub>0</sub> MPa	t <sub>m</sub> h	ε <sub>0</sub> %	ε <sub>f0,1%</sub> h	ε <sub>f0,2%</sub> h	ε <sub>f0,5%</sub> h	ε <sub>f1%</sub> h	ε <sub>f2%</sub> h	ε <sub>f5%</sub> h		A <sub>0</sub> %	Z <sub>0</sub> %	ε <sub>pmin(abs)</sub> x10 <sup>-6</sup> /h
MANET-II	3388	500	300	1770	0,22	1	5	44	191	629	1509		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
1075°30'/L	3413	600	220	191	0,18	0,2	0,9	13	52	113	174		22,2	79,7	121
+ 750°2h/L	3464	"	200	888	0,16	2	15	160	435	709	-		17,8	76,3	17
Bez. 36-3	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	3,1
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

Zeitstandversuche

Tabelle 10

Fortsetzung von Tab. 9

Legierung Charge-Nr Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3422	600	280	161	0,24	0,4	3,3	42	114	145			16,2	69,8	49
50803	3417	"	240	673	0,16	1,3	8,5	164	444	612	670		11,4	52,7	13
1075° 30'/L	3407	"	200	2097	0,14	2,5	26	800	1703	2032			9,2	45,7	3
+ 600° 2h/L ZSV	2332	"	160	3444	0,14	7	130	1825	2908	3300			15,0	67,0	1,6
Bez. 38/1	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
1075° 30'/L ZSV	2278	650	180	90	0,2	0,5	1,9	18,5	51	77	88		15,2	73,8	145
+ 700° 2h/L ZSV	2280	"	140	582	0,12	1	11	140	367	531	579		13,6	72,5	20
Bez. 37-2 ZSV	2293	"	100	4375	0,08	9	130	1235	2830	3900	4305		20,2	69,8	2,4
	3416	600	240	325	0,21	0,5	4,5	51	143	234	307		21,4	76,2	51
	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

## Zeitstandversuche

Einfluß der Anlaßtemperatur  
 Probe:  $\varnothing$  5 x 25 mm (doxLo) aus  $\varnothing$  12 mm

Tabelle 11

Legierung Charge-Nr Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3446	600	300	77	0,28	0,4	2	15	42	66	77		15,6	68,5	175
50761	3449	"	260	224	0,28	1	4,5	50	155	212			12,8	53,7	45
1075° 30' V/V	3455	"	220	1408	0,24	1	8	245	835	1266	1396		15,2	39,4	7,5
+ 600° 2h V/V															
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
1075° 30' V/V	3447	600	280	18	0,32	-	0,2	1,5	5	10,5			27,2	82,4	1200
+ 700° 2h V/V	ZSV 2297	"	200	1210	0,16	2	14	215	515	1059			14,0	56,8	10
	3464	"	240	192	0,12	0,8	5	40	99	153			20,0	73,0	67
	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

Zeitstandversuche

Anl.-Zust.: 965° 2h + 1075° 30' + 750° 2h  
 Stabmaterial Ø 6, Ø 12, Ø 20 mm

Tabelle 12

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$C_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$	
MANET-II	ZSV	2265	600	220	45	0,43	-	-	0,25	1,7	6,5	30		25,5	81,0	1503
50761	ZSV	2275	"	180	739	0,23	0,1	1,5	47	286	548	699		20,0	61,7	10,5
Anliefer-	ZSV	2279	"	160	749	0,37	0,2	1	30	200	506	688		20,9	64,7	24
zustand	ZSV	2286	"	160	830	0,31	-	1	46	324	639	780		18,9	67,9	16
Ø 6mm	ZSV	2296	"	140	1003	0,29	-	2,5	205	628	816	934		28,3	75,7	6,7
Probe Ø 3x35mm																
Ø 12mm	ZSV	2277	600	220	99	0,28	0,8	2,3	10,6	31	64	93		22,0	77,0	250
Probe Ø 5x25mm		2274	"	180	476	0,20	0,3	1,2	20	117	300	452		20,0	75,0	45
	ZSV	2268	"	160	2787	0,12	1,5	12	365	1760	2583	-		10,8	53,9	2,7
	ZSV	2312	650	80	5870	0,10	22	400	1960	3950	5420	-		9,6	32,7	1,7
	ZSV	2340	700	70	258	0,04	2	26	100	171	226	254		28,0	77,0	37
	ZSV	2335	"	50	800	0,08	1	13	106	287	515	721		33,2	72,8	30
	ZSV	2341	"	40	2020	0,04	25	160	710	1370	1766	1971		28,8	64,1	5,6



Zeitstandversuche

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

Tabelle 13

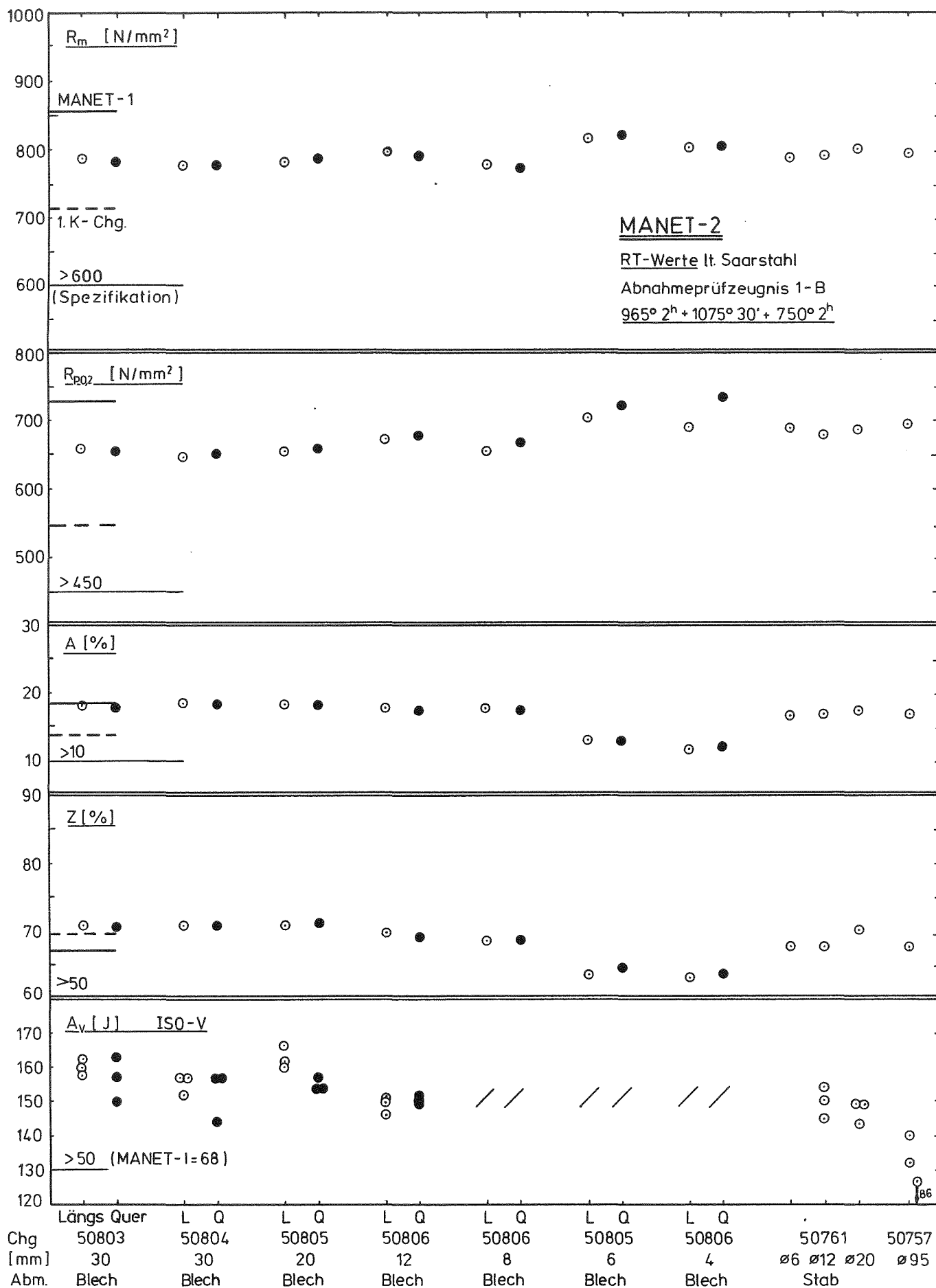
Legierung Charge-Nr Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II	3408	550	320	20	0,23	0,1	0,2	0,7	2,3	6,3	14		26,4	84,0	2300
50761	3409	"	280	239	0,17	0,15	0,6	4,5	22	71	192		23,6	83,0	172
Anliefer-	3423	"	260	484	0,20	0,3	1	9,5	54	202	440		18,0	80,9	94
zustand	3431	"	240	1620	0,18	0,5	2	35	200	755	1478		19,2	77,4	18
∅ 20 mm															
Pr. ∅ 8x50 mm	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

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

Tabelle 14  
 Fortsetzung v. Tab. 13

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	V °C	$\sigma_0$ MPa	$t_m$ h	$\epsilon_0$ %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h		$A_u$ %	$Z_u$ %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
MANET-II ZSV	2285	600	240	14	0,26	-	-	0,5	2,5	6,5	12		19,4	84,1	2425
50761	3439	"	220	251	0,20	0,2	1,5	20	84	179	247		14,8	76,3	76
Anliefer-	3440	"	180	1762	0,11	1,3	13	215	815	1480	1739		16,2	66,8	8,1
zustand	3459	"	160	3702	0,16	1	20	612	2285	3274	3655		13,6	48,9	3,2
Ø 12 mm															
Probe: Ø8x50mm ZSV	2313	700	70	150	0,12	1,3	8,5	39	77	106	136		18,1	78,7	95
	ZSV	2314	"	50	0,05	8	40	149	304	477	597		22,0	79,8	27
	ZSV	2322	"	40	0,03	29	123	570	1180	1800	2225		25,2	72,4	6,4
Ø 20 mm	3471	450	440	291	0,30	0,8	2,8	17,5	62	151	279		18,0	77,4	100
Probe: Ø8x50mm ZSV	2334	"	420	1541	0,24	6,5	27	145	422	880	1423		18,6	77,5	18
		3474	"	400	0,27	1,5	8,5	73	381	976	1365		19,4	76,3	13
		3411	500	360	0,26	0,4	1,3	8	27	71	147		21,0	79,7	208
		3412	"	340	0,24	0,2	1,5	16	55	153	349		19,2	80,8	101
		3420	"	320	0,18	2	7	49	204	645	1535		22,0	81,9	22



**Bild 1: MANET-II Ergebnisse der Abnahmeversuche (SAARSTAHL)**

## MANET - II (14914)

Anlieferzustand: 965° 2h + 1075° 30min + 750° 2h

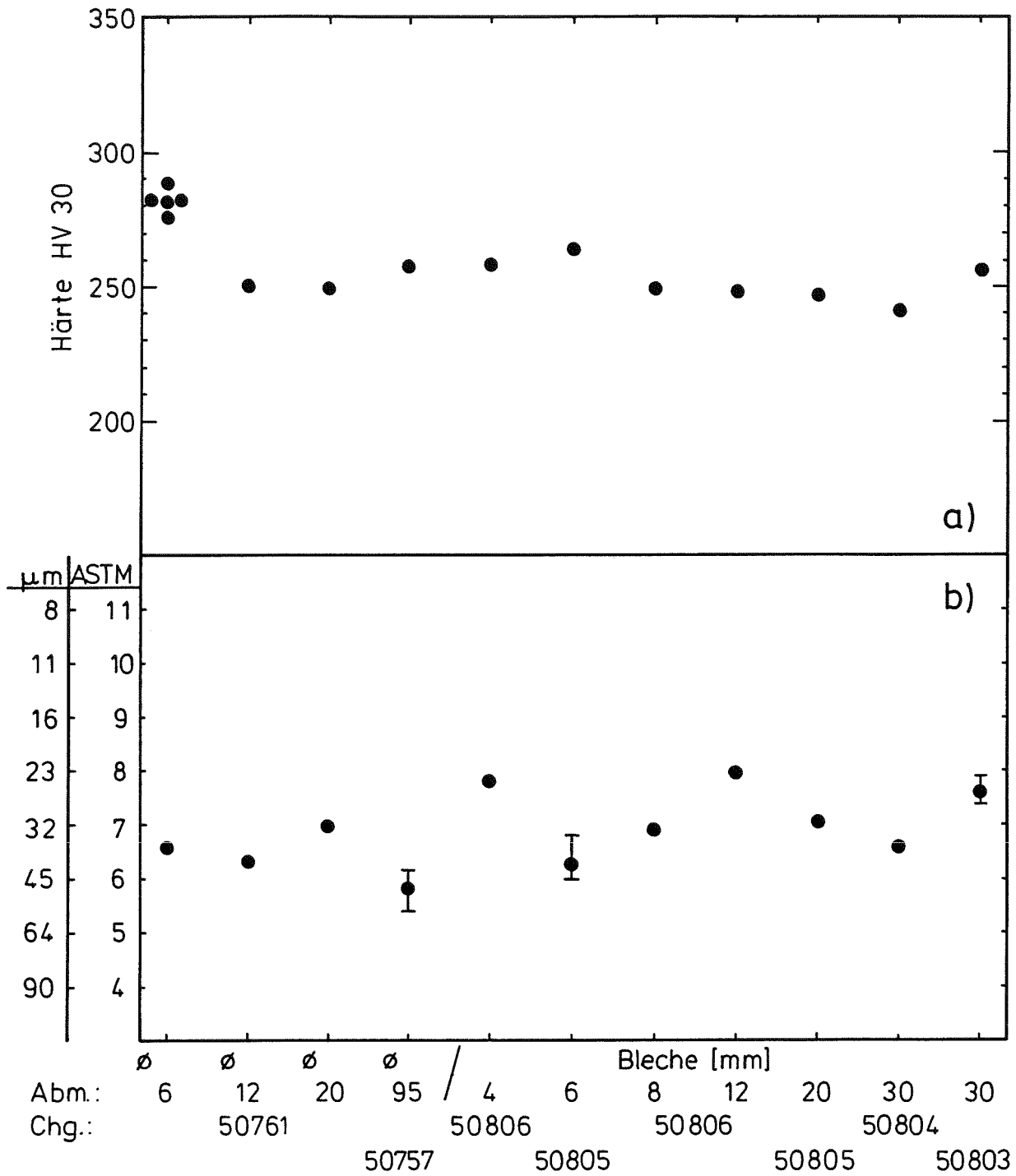


Bild 2: Vergütungshärte und Korngröße  
des Anlieferzustandes

MANET II (1.4914)

Anlieferzustand  
(965°C 2h+1075°C 30Min+750°C 2h)

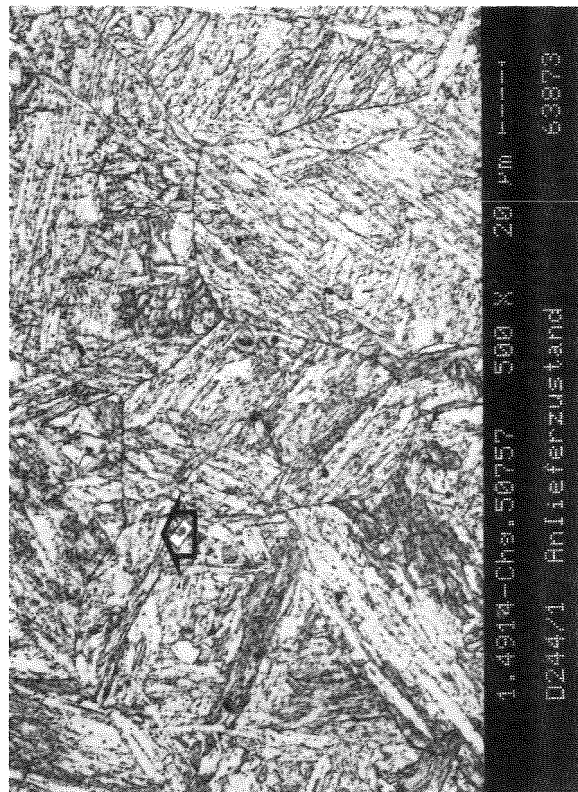
Primärausscheidungen



Zirkon= 0,009%

Zirkon= 0,009%

Ø95mm



Zirkon=0,009%

Zirkon=0,007%

MANET II (1.4914)

Anlieferungszustand  
(965°C 2h+1075°C 30Min+750°C 2h)

Primärausscheidungen



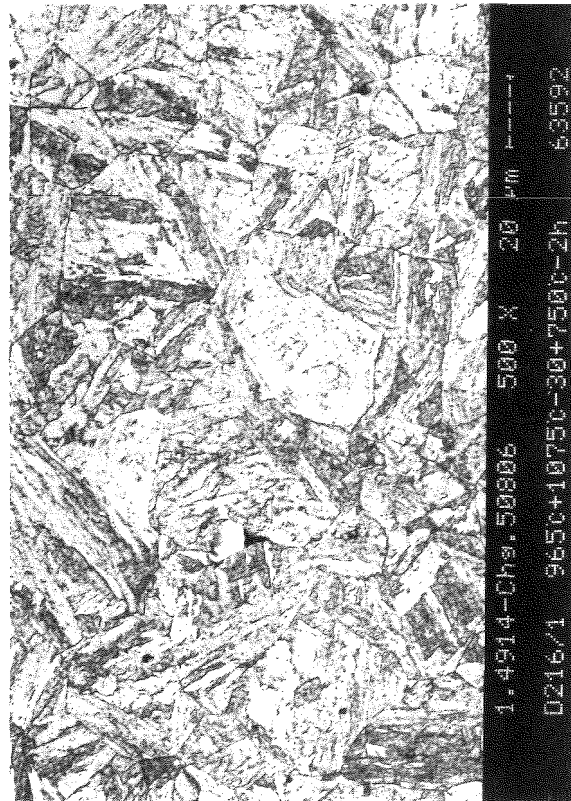
Zirkon= 0,008%



Zirkon= 0,028%



Zirkon=0,008%



Zirkon=0,008%

MANET II (1.4914)

Anlieferzustand  
(965°C 2h+1075°C 30Min+750°C 2h)

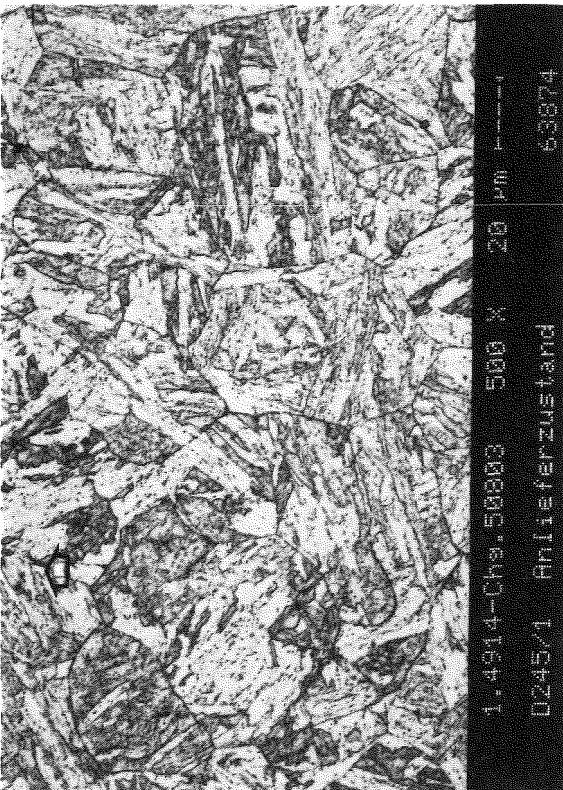
20mm Blech

Primärausscheidungen



Zirkon= 0,028%

30mm Blech



Zirkon=0,014%

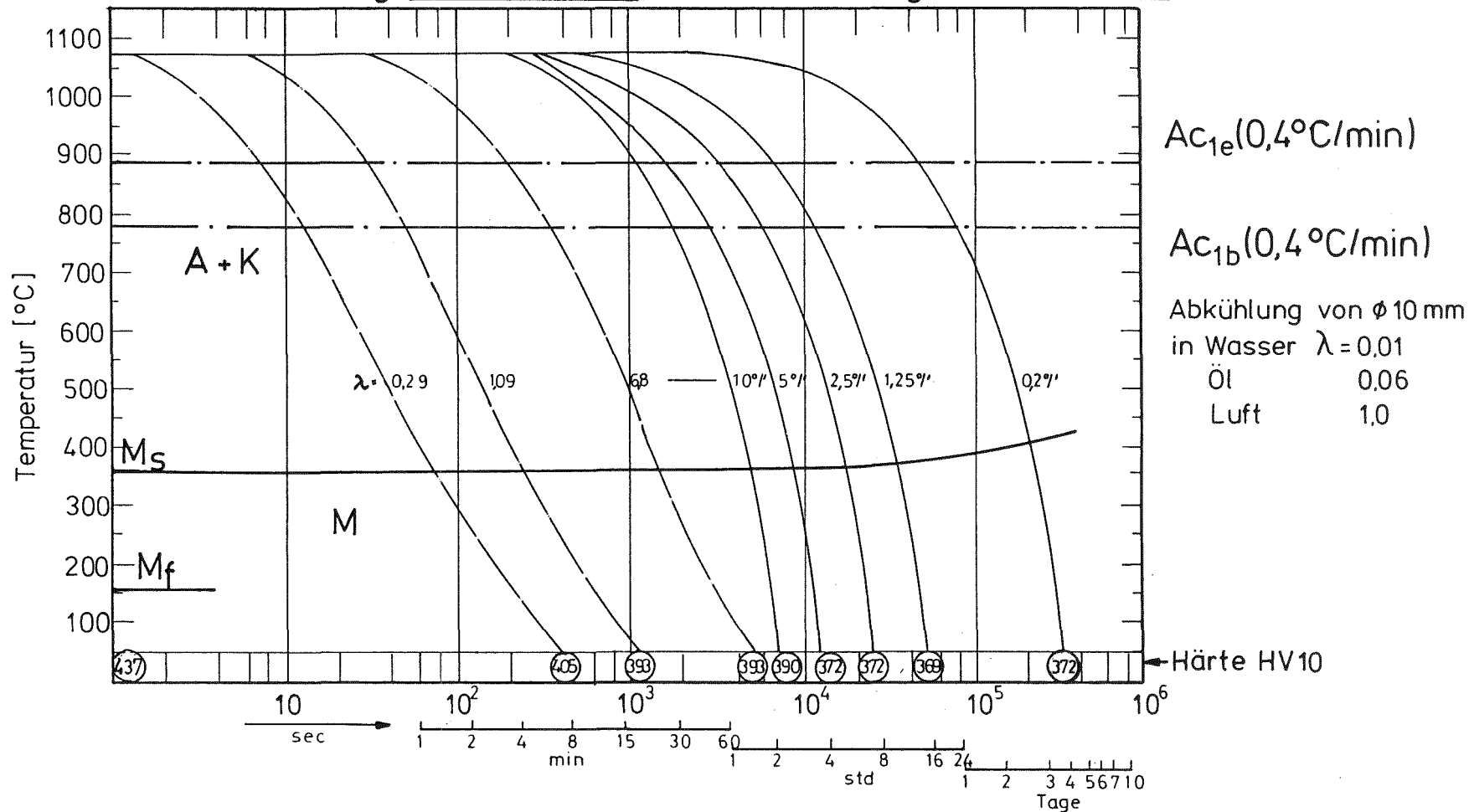


Zirkon=0,008%

Werkstoff: MANET - II

Chg: 50806

Austenitisierung: 1075° -15min, Abschreckkorngroße: 9 - 10



A+K = Bereich des Austenits u. Karbids

F+K = " " der Ferrit- u. Karbidbildung 0,29 - 6,8 = Abkühlungsparameter  $\lambda$

P = " " Perlitbildung (800-500°[sec] × 10<sup>-2</sup>)

M = " " Martensitbildung

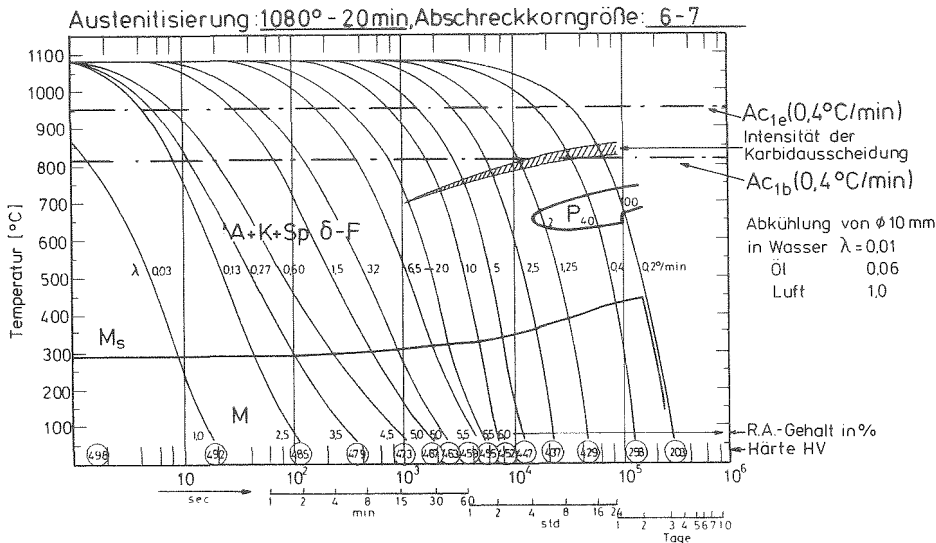
Bild 6: Kontinuierliches ZTU-Schaubild



1.4914 (RNO-D)  
(VDEh-Spezifikation)

Charge 10045  
C=0,17%  
Cr=11,3%  
N=200ppm

$Ac_{1b} = 815^{\circ}C$   
 $Ac_{1e} = 950^{\circ}$   
 $M_s = 295^{\circ}$   
 $M_f = 40^{\circ}$

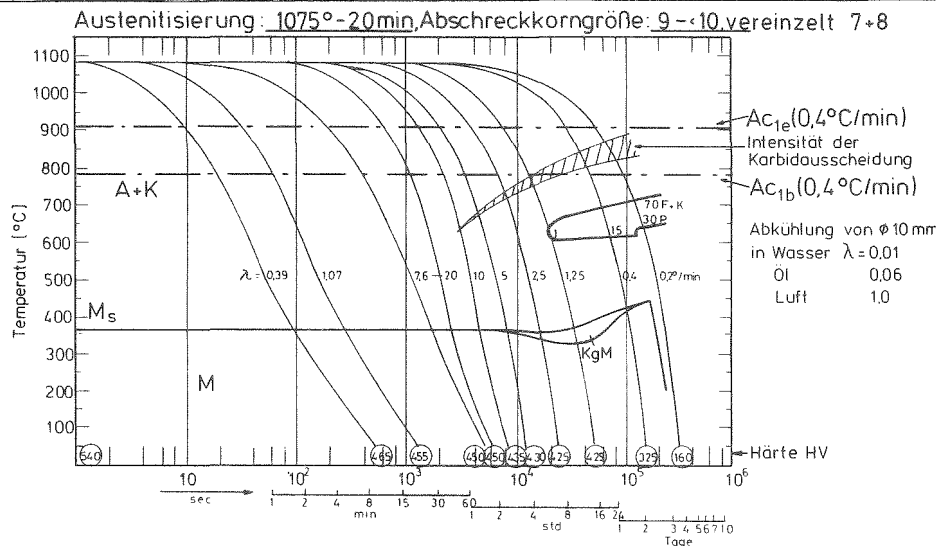


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %  
F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,03-6,5 = Abkühlungsparameter  $\lambda$   
P= " " Perlitbildung R.A. = Restaustenitgehalt  
M= " " Martensitbildung

1.4914  
(SNR-Spezifikation)

1. K-Charge 51482  
C=0,17%  
Cr=10,6%  
N=300ppm

$Ac_{1b} = 780^{\circ}C$   
 $Ac_{1e} = 905^{\circ}$   
 $M_s = 365^{\circ}$   
 $M_f = 165^{\circ}$

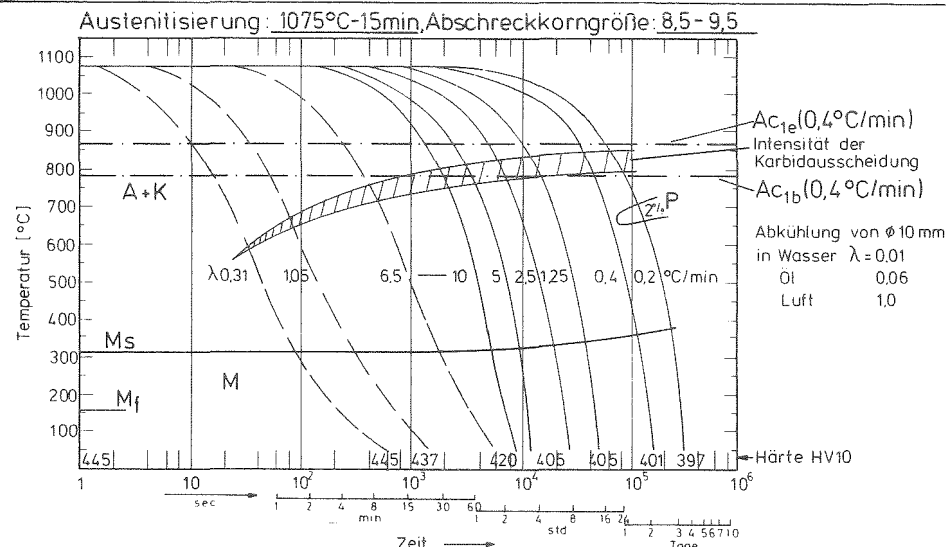


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %  
F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung 0,39-7,6 = Abkühlungsparameter  $\lambda$   
P= " " Perlitbildung KgM = Korngrenzen-Martensitbildung  
M= " " Martensitbildung

MANET-I  
(NET-Spezifikation)

Charge 53645  
C=0,13%  
Cr=10,6%  
N=200ppm

$Ac_{1b} = 790^{\circ}C$   
 $Ac_{1e} = 870^{\circ}$   
 $M_s = 310^{\circ}$   
 $M_f = 155^{\circ}$

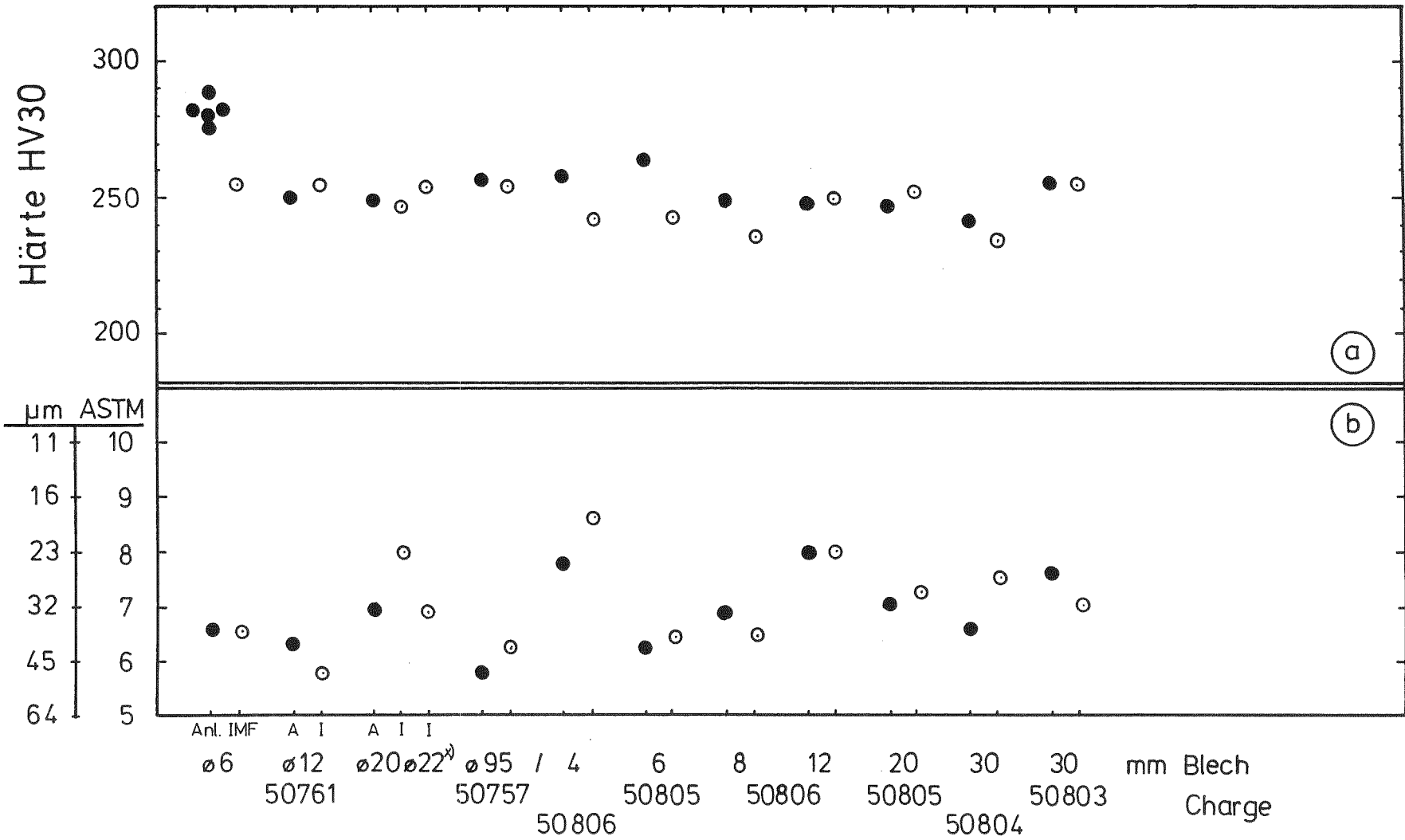


A+K=Bereich des Austenits u. Karbids 2 = Gefügeanteile in %  
P= " " Perlitbildung 0,31-6,5 = Abkühlungsparameter  $\lambda$   
M= " " Martensitbildung

Bild 7 : ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung

# MANET-II (1.4914)

Vergleich: ● Anlieferzustand = 965°-2h+1075°-30'+750°-2h  
 ○ IMF-Vergütung = 1075°-30' V/V+750°-2h V/V



<sup>x)</sup> Vorabmaterial



IMF I 10/91

Bild 8

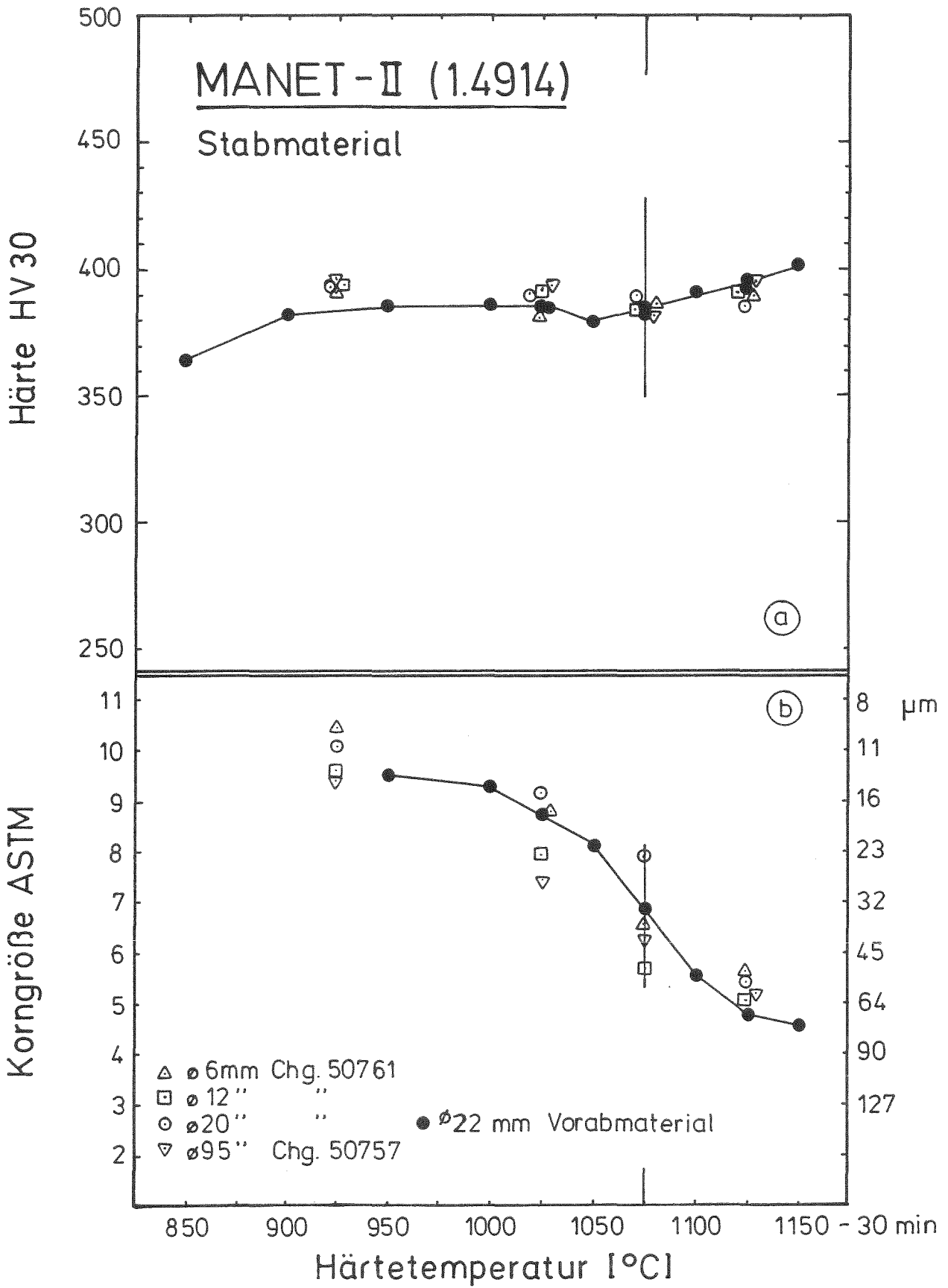


Bild 9 : Härteannahme und Korngröße

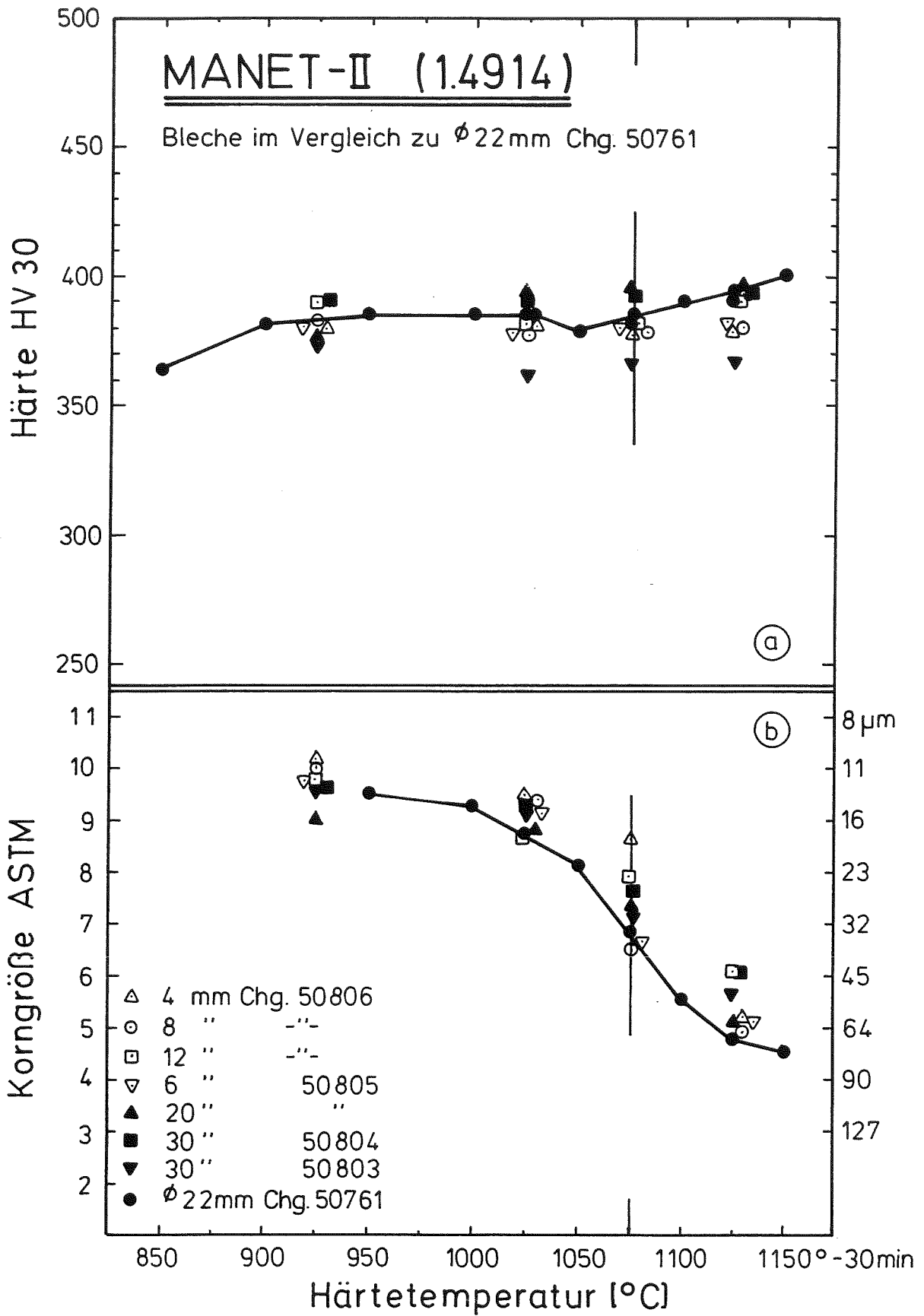


Bild 10: Härteannahme und Korngröße

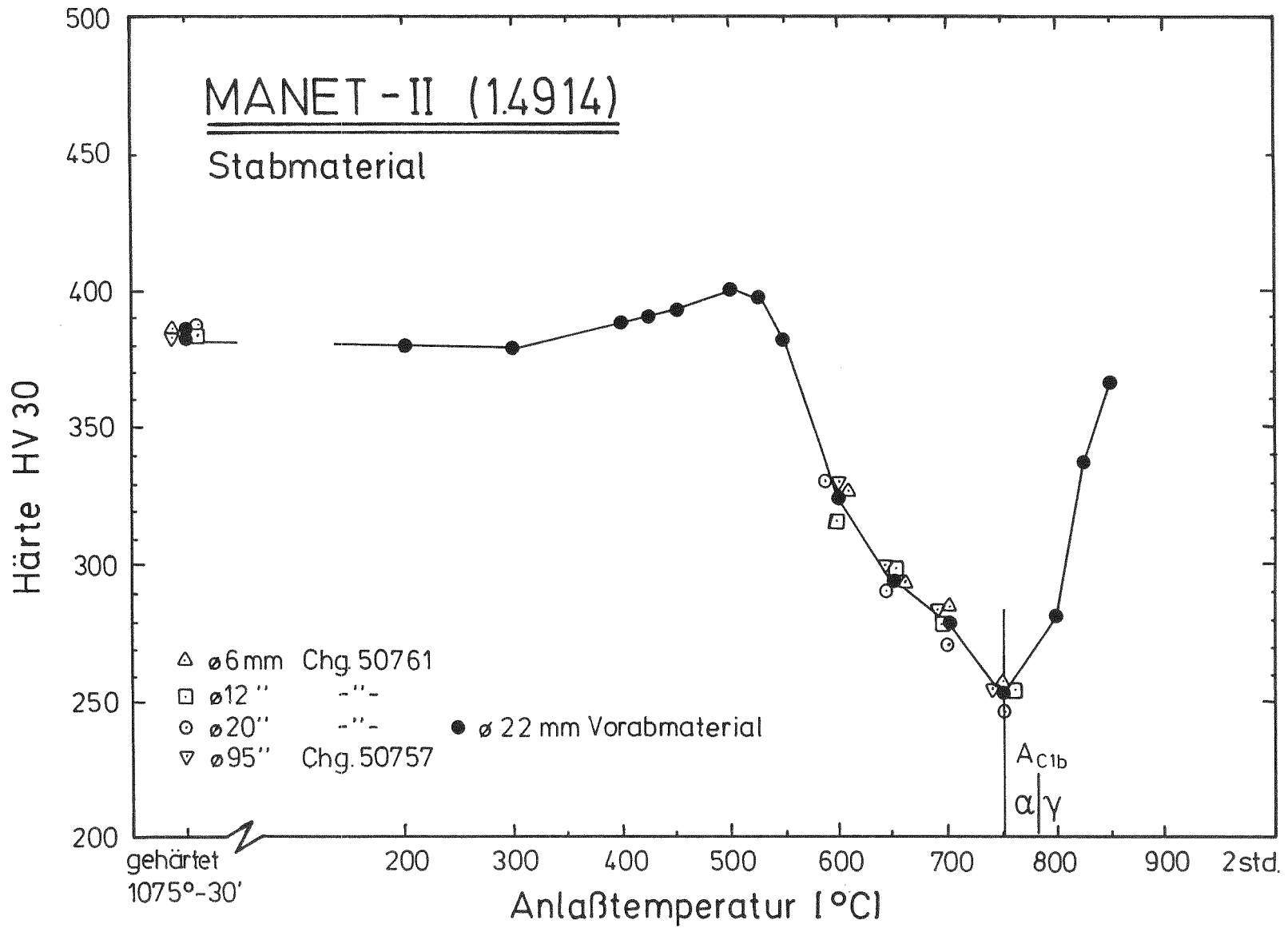


Bild 11: Anlaß-Schaubild

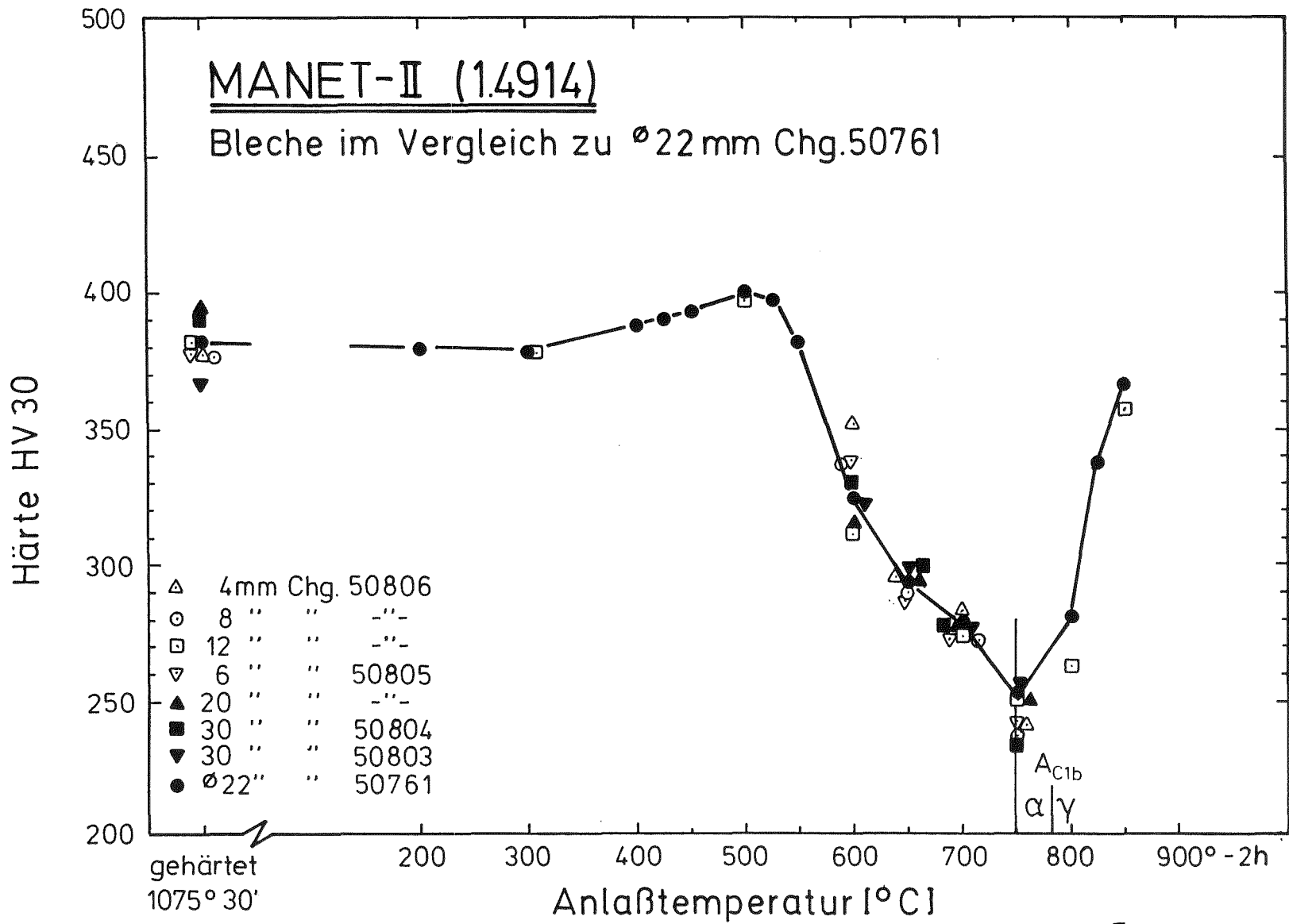


Bild 12: Anlaß - Schaubild

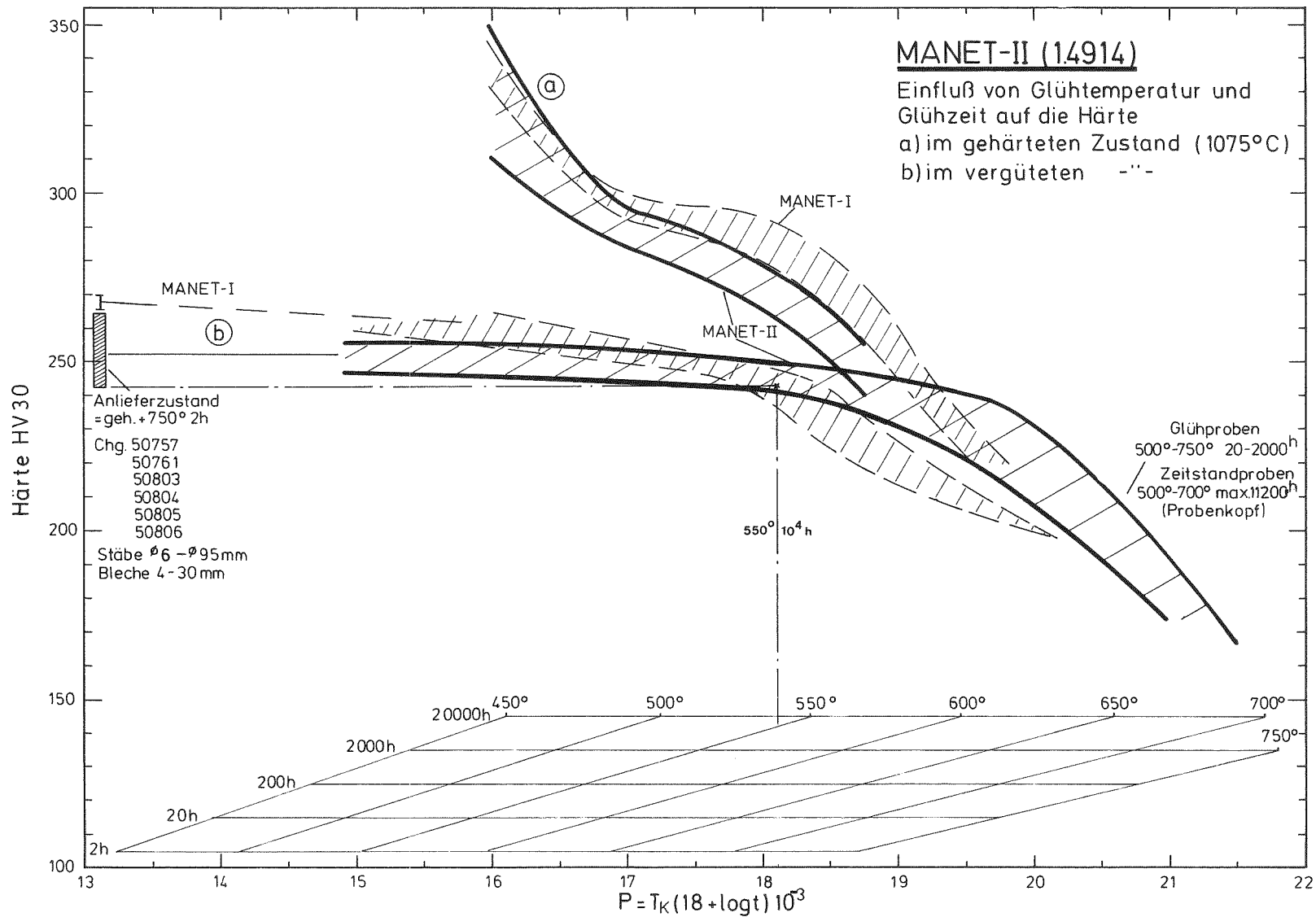
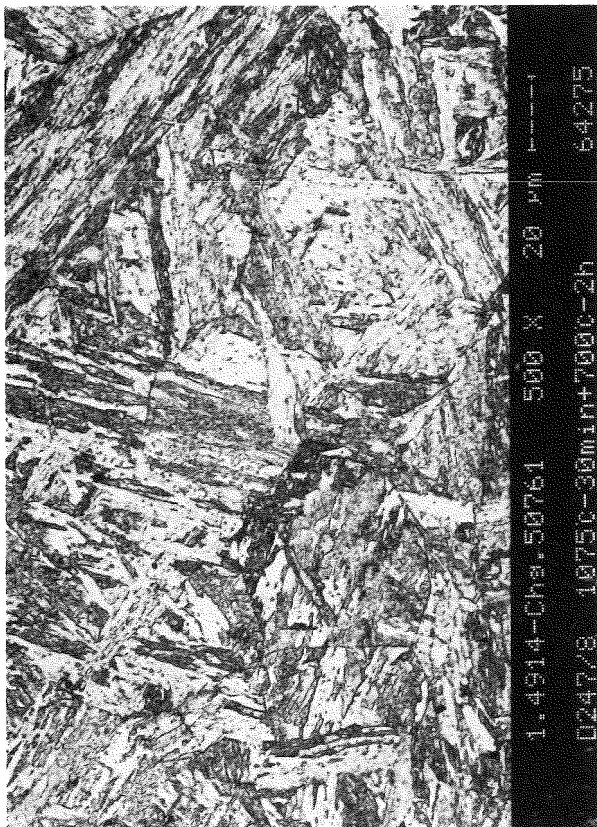
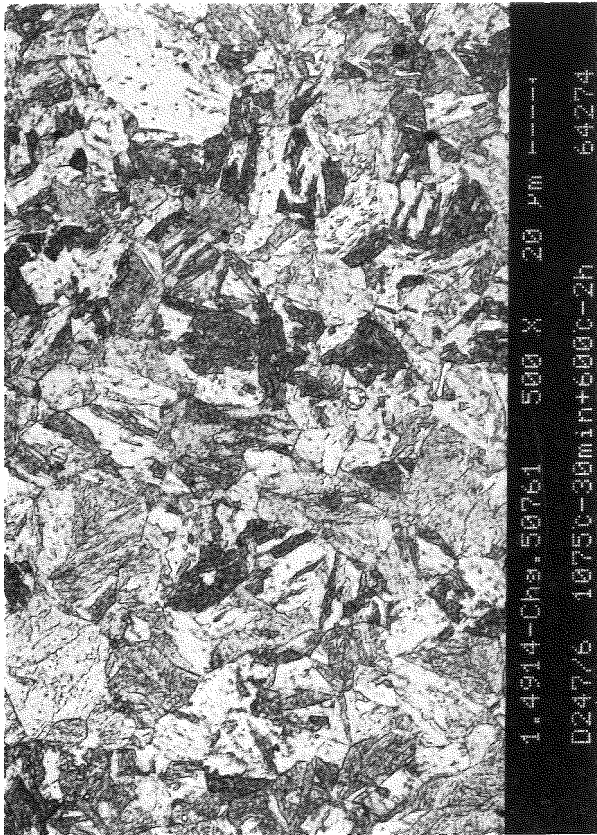


Bild 13: Anlaß-Hauptkurve (n. Jaffe-Hollomon)

**MANET II (1.4914)**

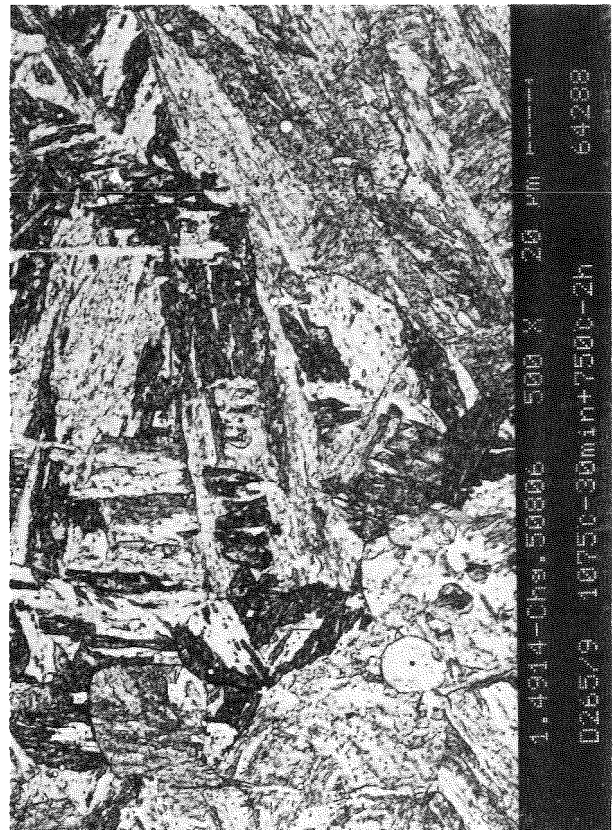
Ø 20 mm - Zirkon = 0,009%





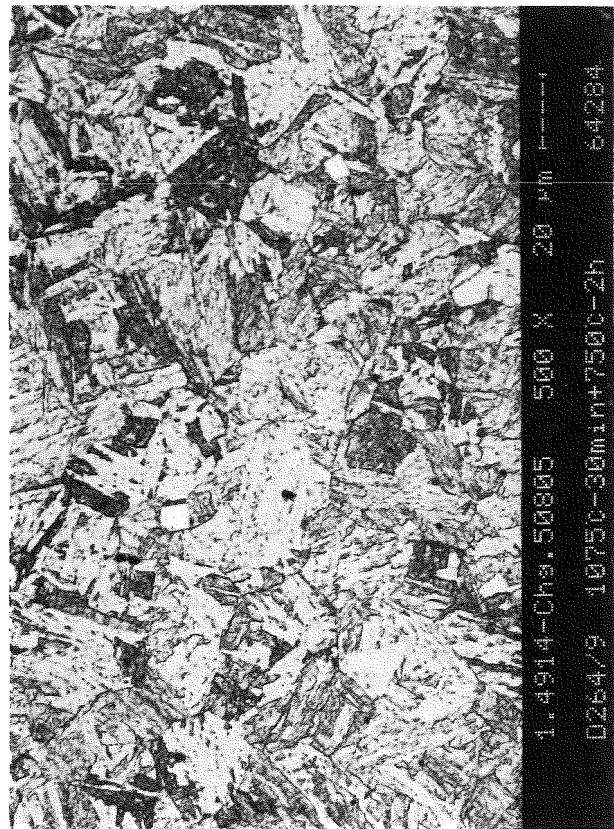
### MANET II (1.4914)

4 mm Blech - Zirkon = 0,008%



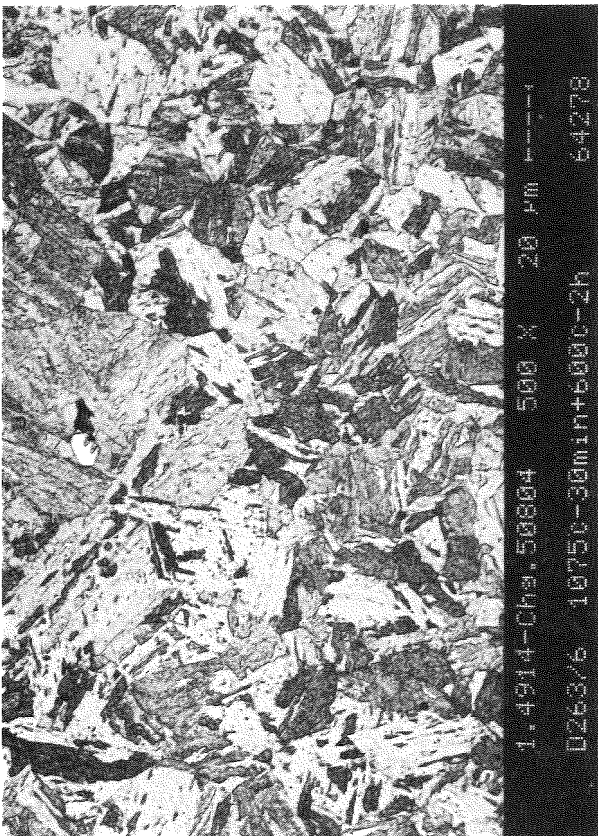
**MANET II (1.4914)**

6 mm Blech - Zirkon = 0,028%



# MANET II (1.4914)

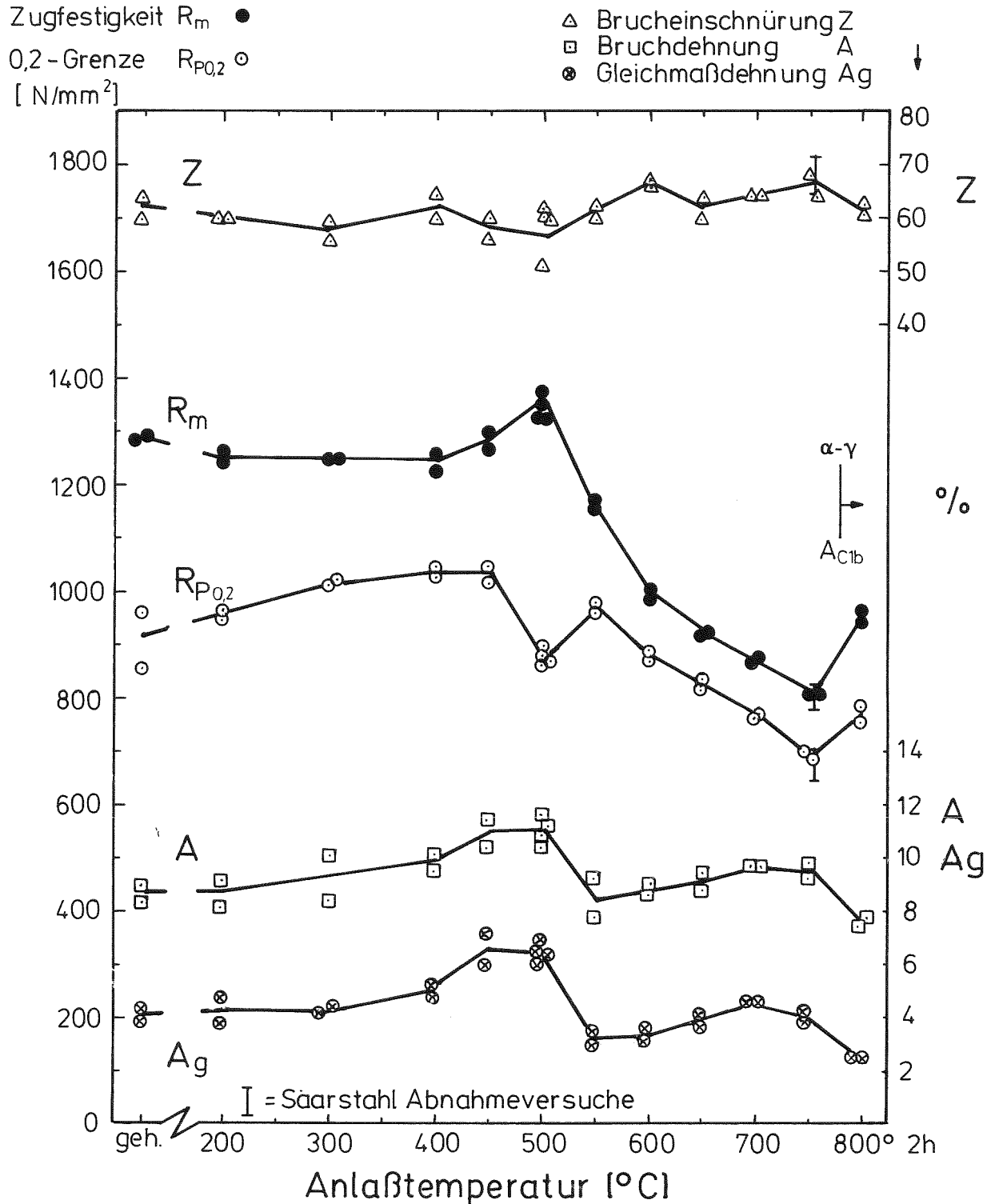
30 mm Blech - Zirkon = 0,014%



**MANET-II (1.4914) Chg. 50761** (∅ 6mm Stabmaterial)

gehärtet: 1075° 30' V/V

Prüftemperatur: RT Probe: ∅3x35 mm (d<sub>0</sub>xL<sub>0</sub>) V<sub>m</sub>=0,35mm/min



**Bild 18: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur**

# MANET-II (1.4914) Chg. 50761 (∅ 6mm Stabmaterial)

gehärtet: 1075° 30' V/V

Prüftemperatur: RT Probe: ∅3x35 mm (d<sub>0</sub>xL<sub>0</sub>) V<sub>m</sub>=0,35mm/min

Zugfestigkeit R<sub>m</sub> ●  
 0,2-Grenze R<sub>P0,2</sub> ○  
 [ N/mm<sup>2</sup> ]

△ Brucheinschnürung Z  
 □ Bruchdehnung A  
 ⊗ Gleichmaßdehnung Ag

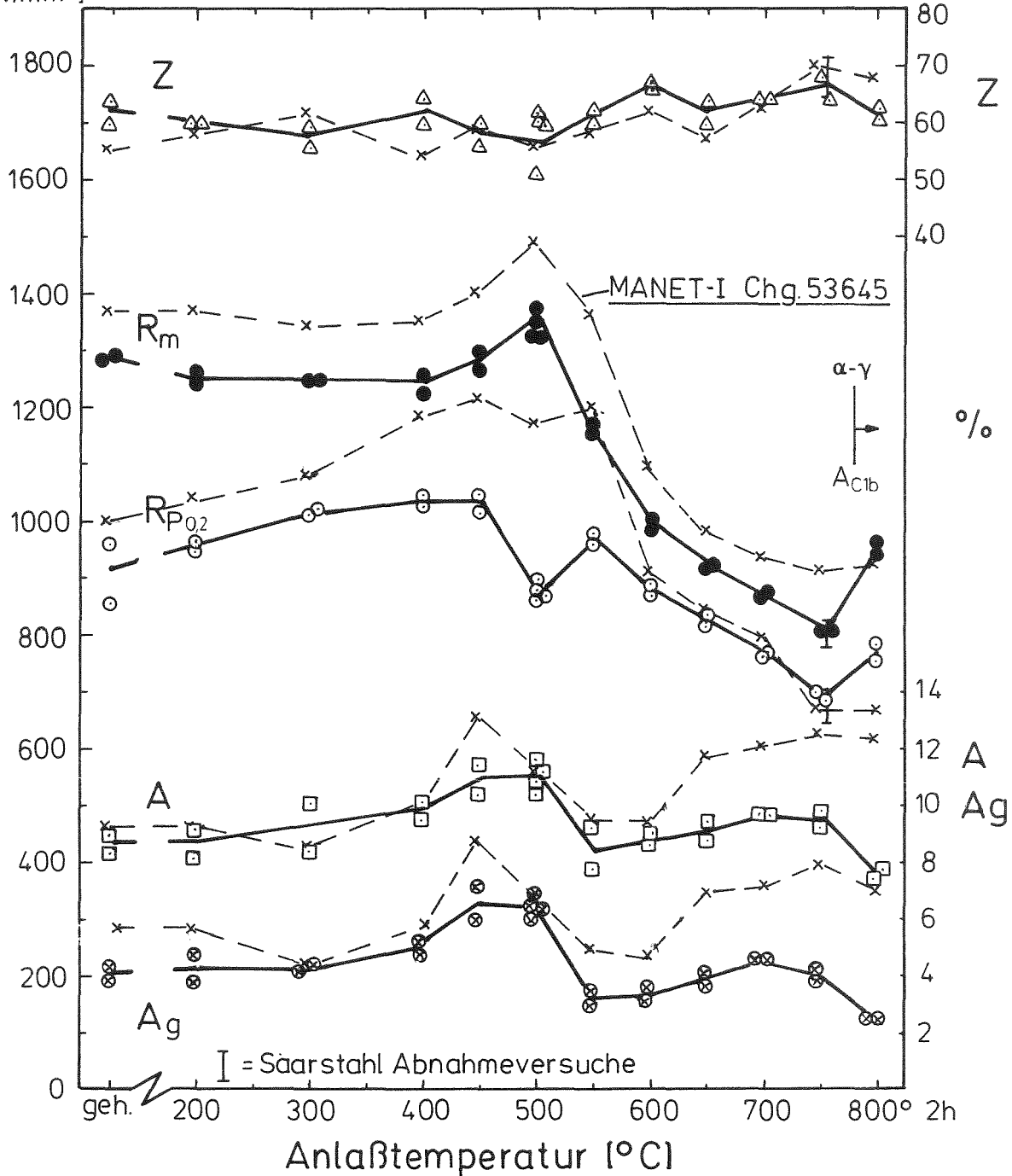
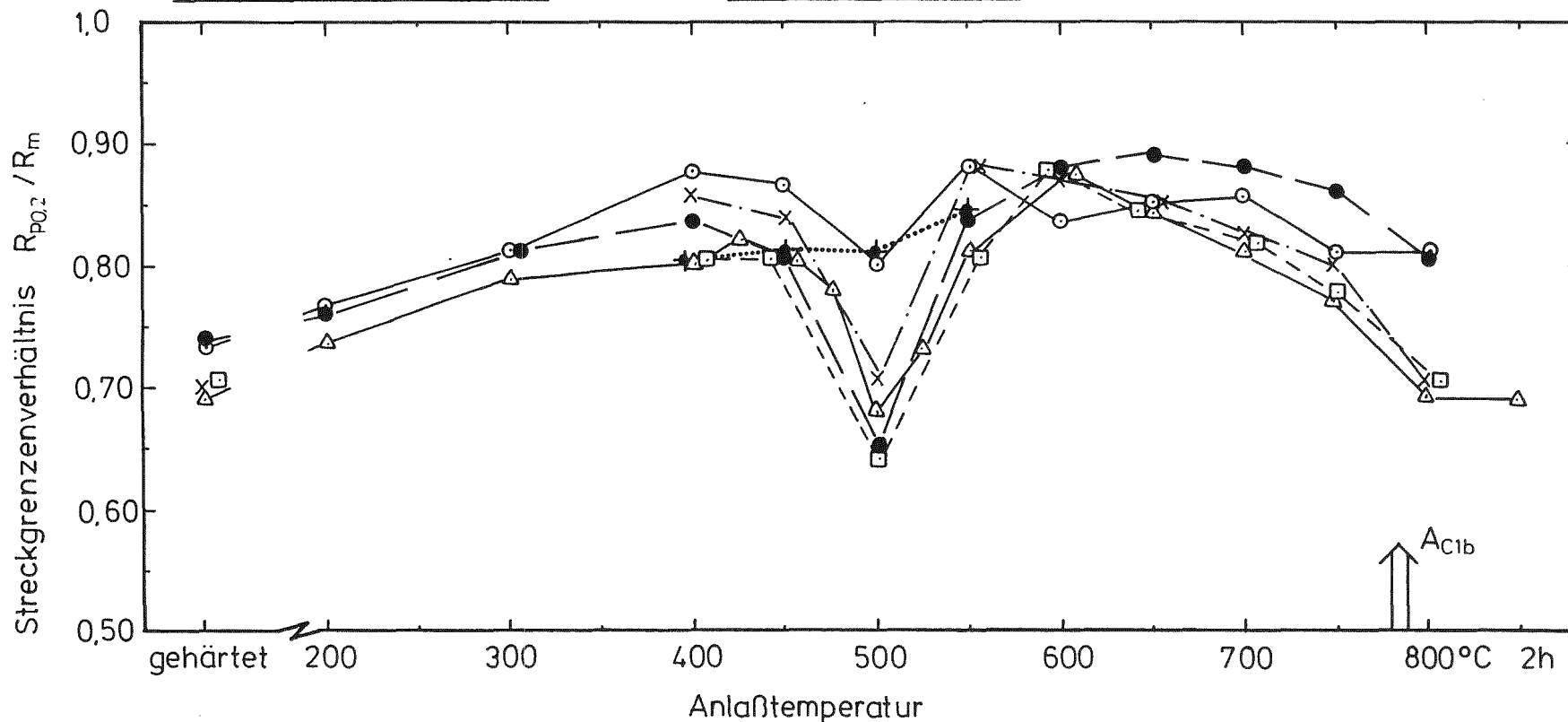


Bild 19: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur

○	MANET-I	Chg. 53645	1075°C 30'/L	C=0,14%	M <sub>s</sub> = 310°C	A <sub>C1b</sub> = 790°C
●	MANET-II	" 50761	" " V/V	0,11%	348°	780°
x	1.K-Chg.	" 51482	975°C 30'/L	} 0,17%	365°	780°
△	" "	1075° "				
□	" "	1125° "				
-----◆	MANET-II	" 50761	1075° 30'/W			

Probe: ∅3x35mm (d<sub>0</sub>xL<sub>0</sub>)

Prüftemperatur: RT



**Bild 20:** Einfluß der Anlaßtemperatur auf das Streckgrenzenverhältnis bei RT des CrNiMoVNb-Stahles 1.4914

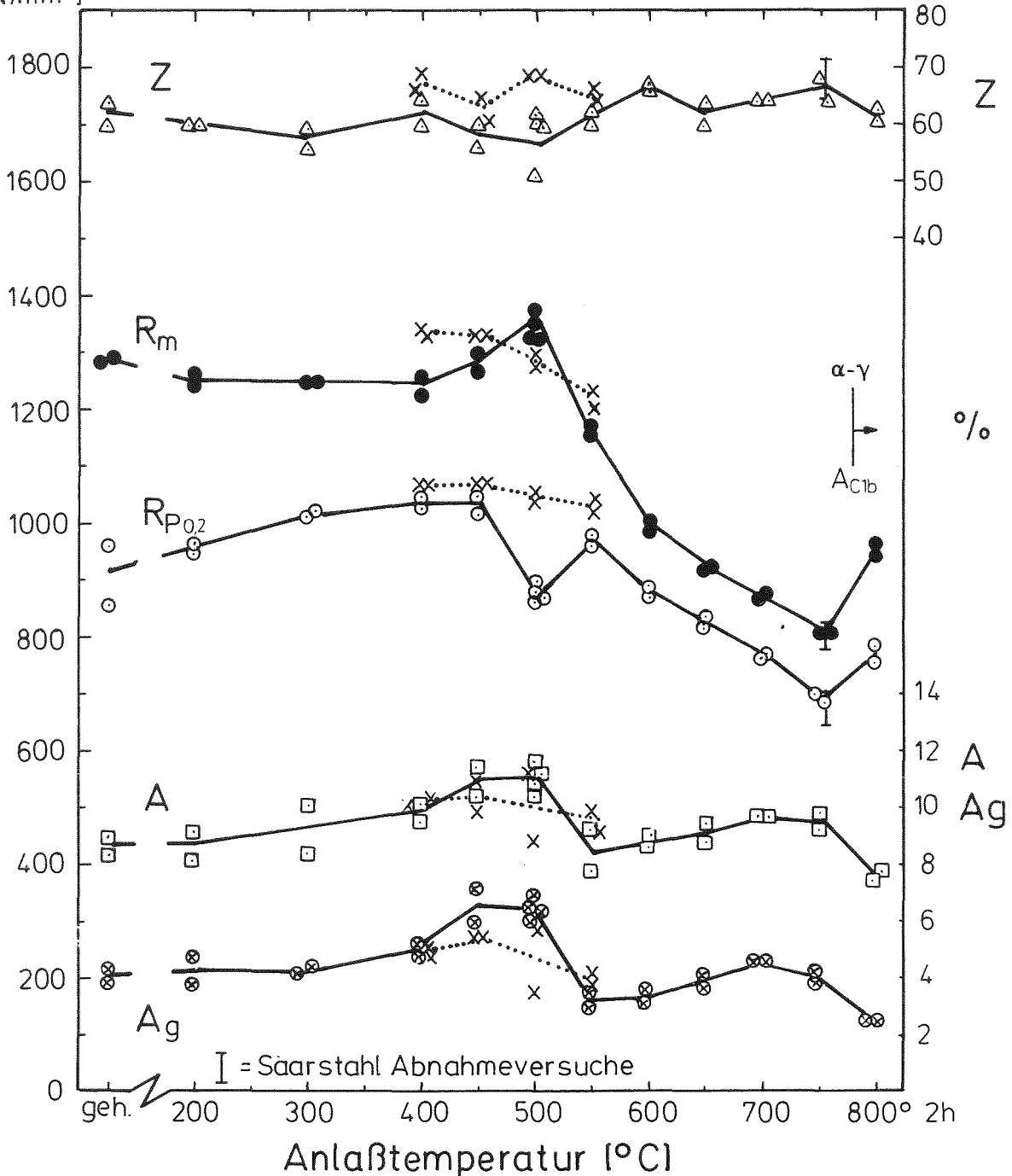
**MANET-II (1.4914) Chg. 50761** ( $\varnothing$  6mm Stabmaterial)

gehärtet: 1075° 30' V/V bzw 1075° / Wasser x.....

Prüftemperatur: RT Probe:  $\varnothing$  3x35mm ( $d_0 \times L_0$ )  $V_m = 0,35$ mm/min

Zugfestigkeit  $R_m$  ●  
 0,2 - Grenze  $R_{P0,2}$  ○  
 [ N/mm<sup>2</sup> ]

△ Brucheinschnürung Z  
 □ Bruchdehnung A  
 ⊗ Gleichmaßdehnung  $A_g$

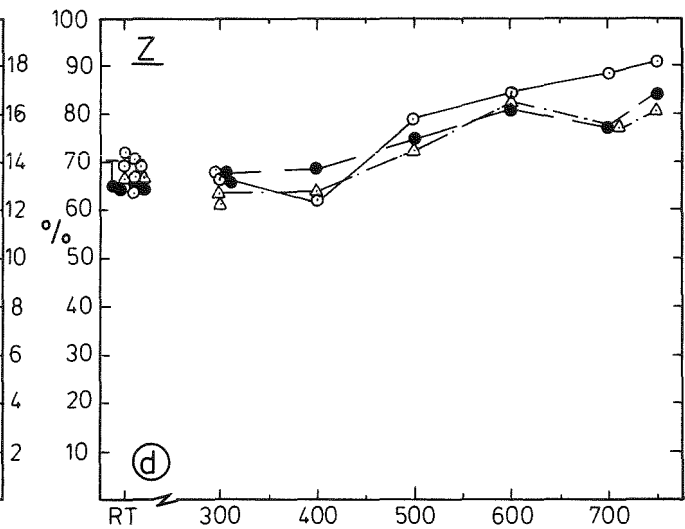
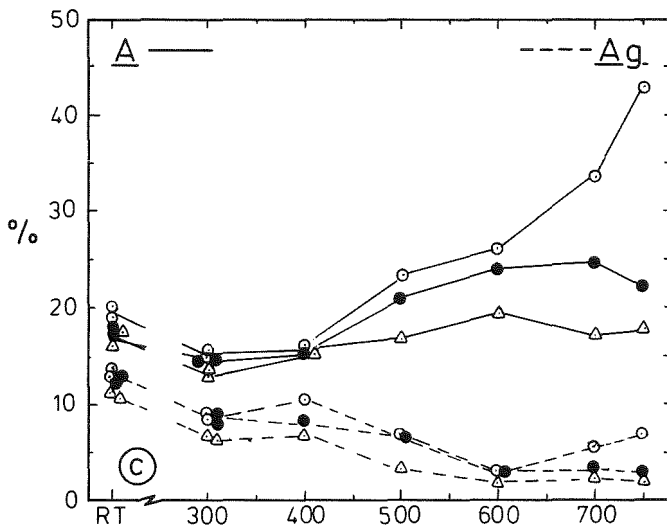
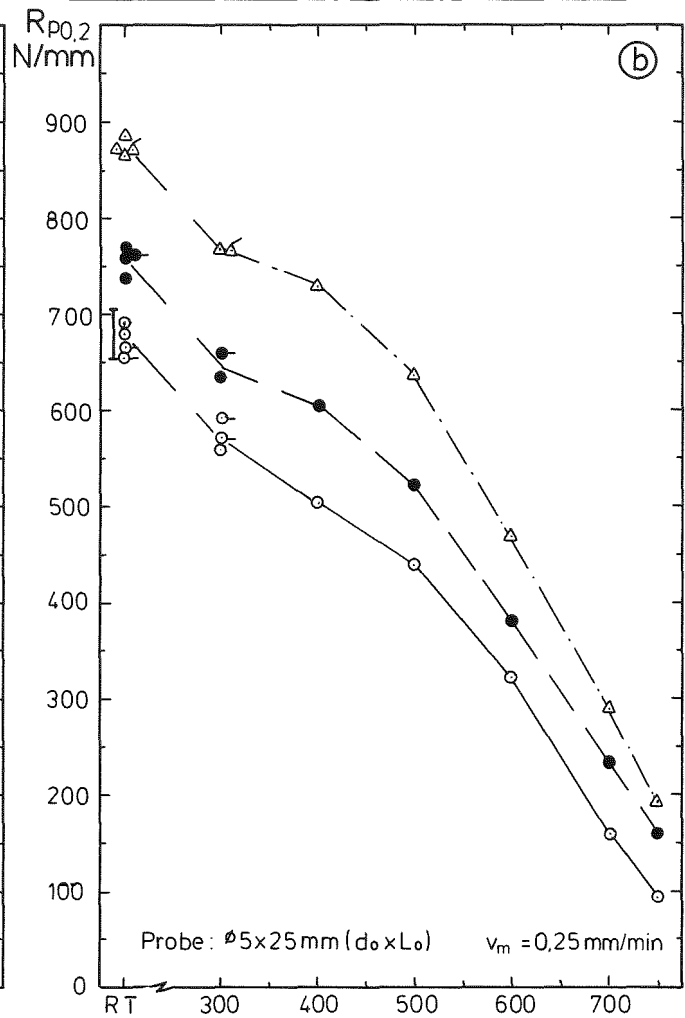
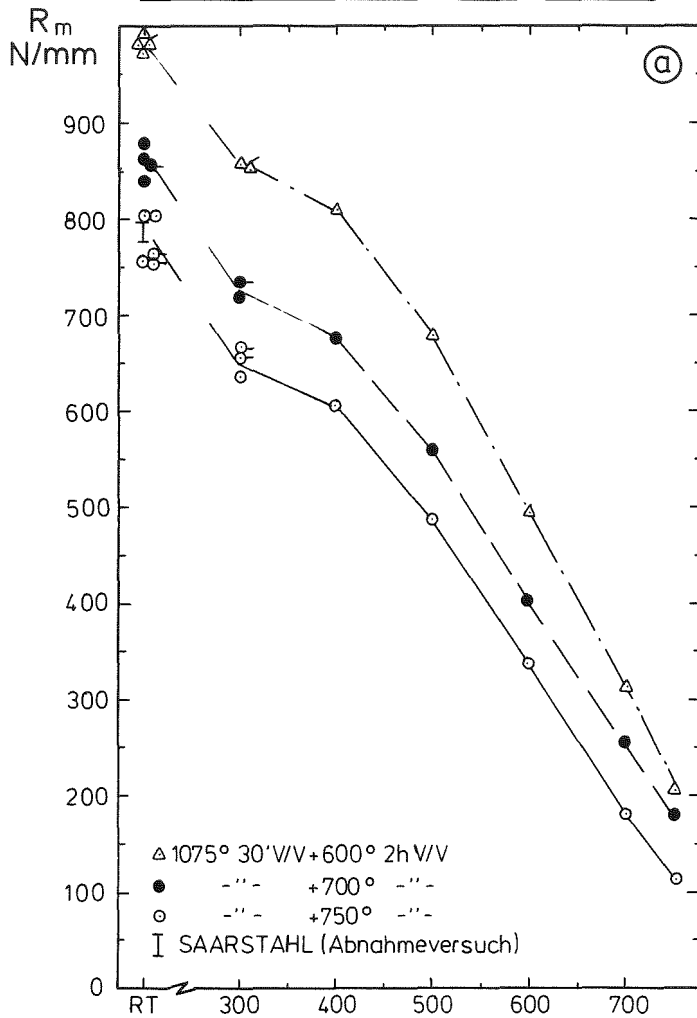


**Bild 21: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur (Vergleich der Abkühlung Vakuum bzw Wasser)**

# MANET- II (1.4914)

∅ 12mm Stabmaterial (Chg. 50761)

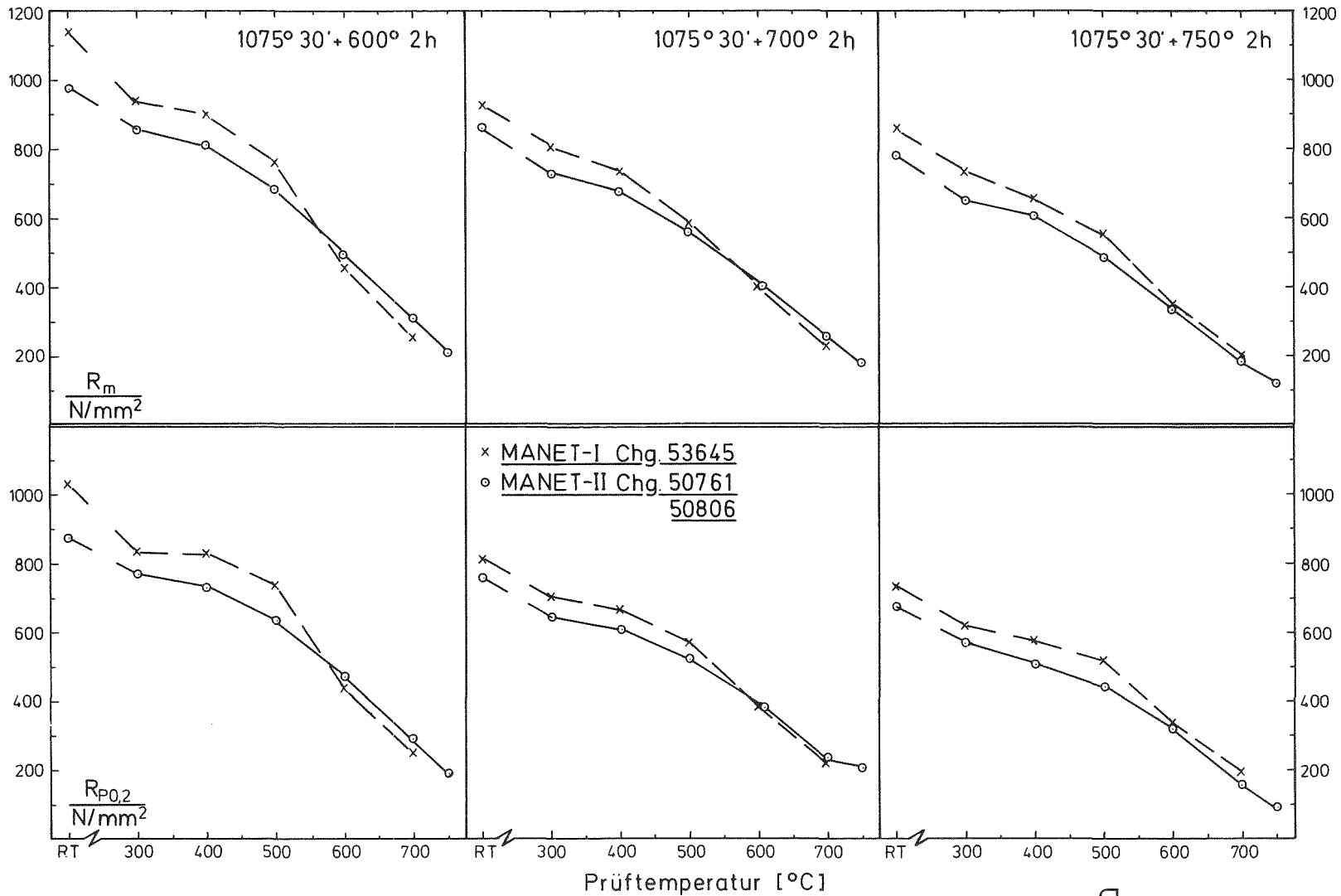
12mm Blech-Längs (Chg. 50806)  $\Delta \bullet \circ$



Prüftemperatur [°C]

Bild 22: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und dem Vorbehandlungszustand





**Bild23:** Zugfestigkeit  $R_m$  und Streckgrenze  $R_{P0.2}$  in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und dem Vergütungszustand

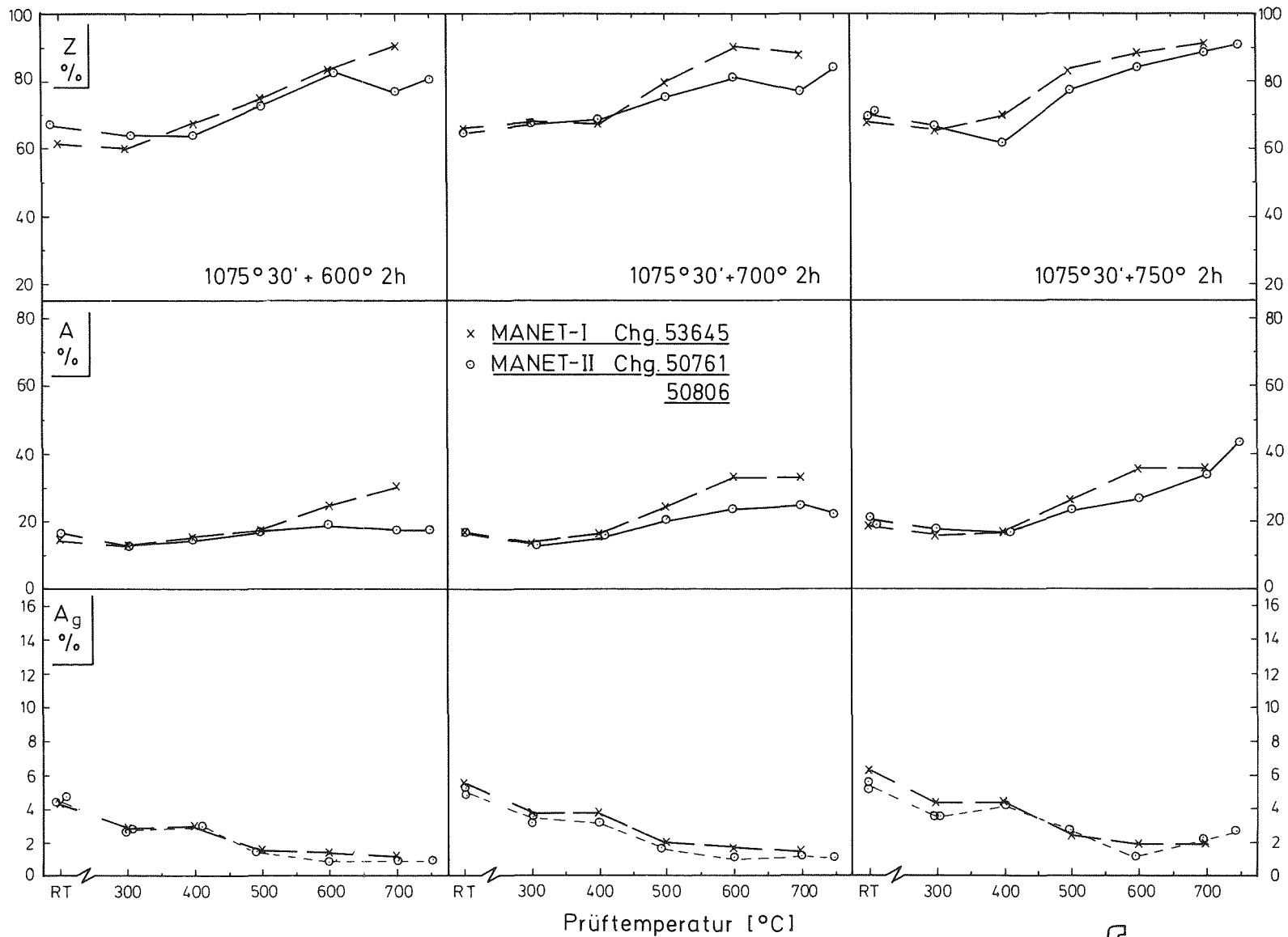


Bild 24: Brucheinschnürung Z, Bruchdehnung A und Gleichmaßdehnung Ag in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und Vergütungszustand

MANET - II (1.4914)

Chg. 50761

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

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

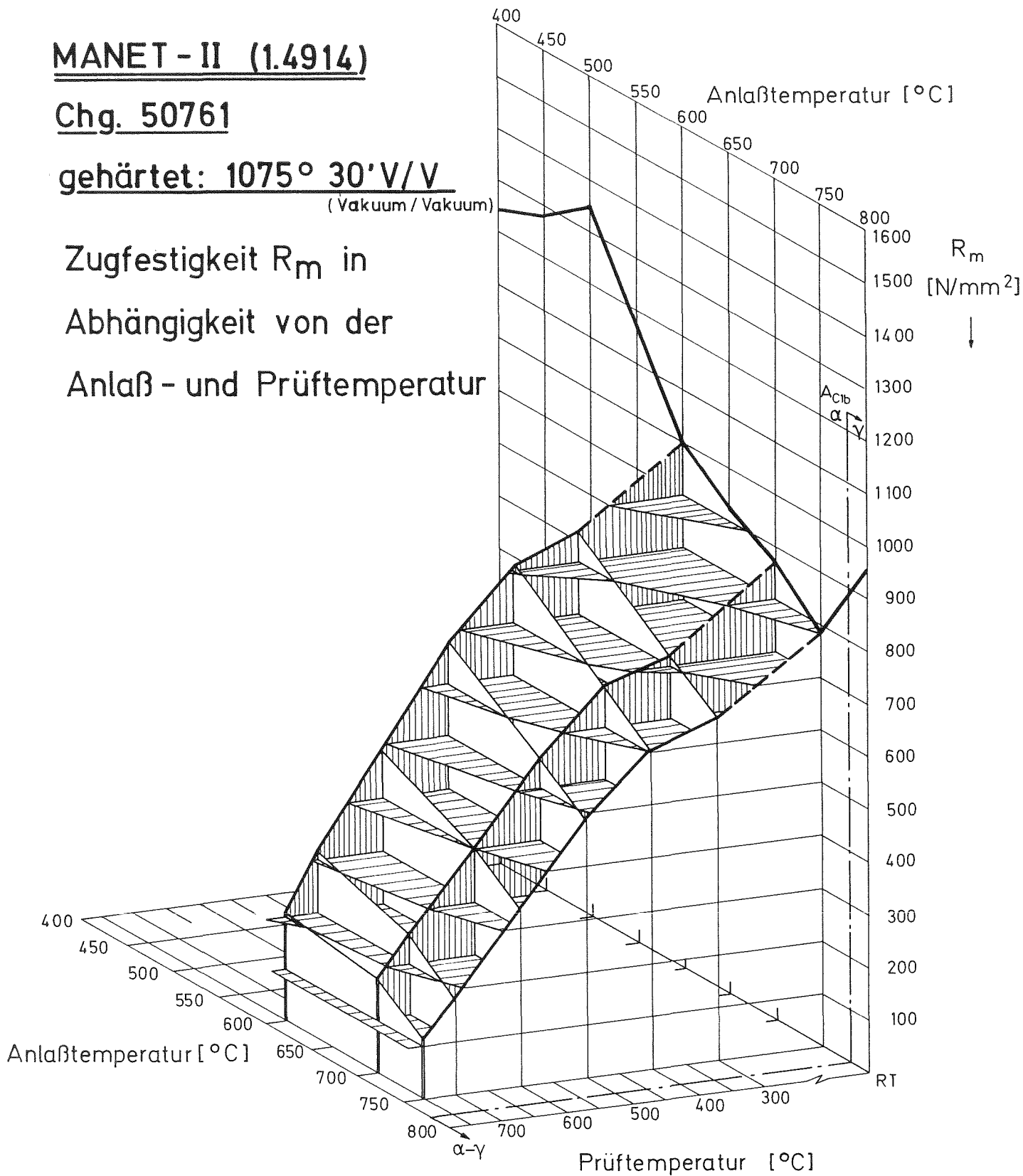


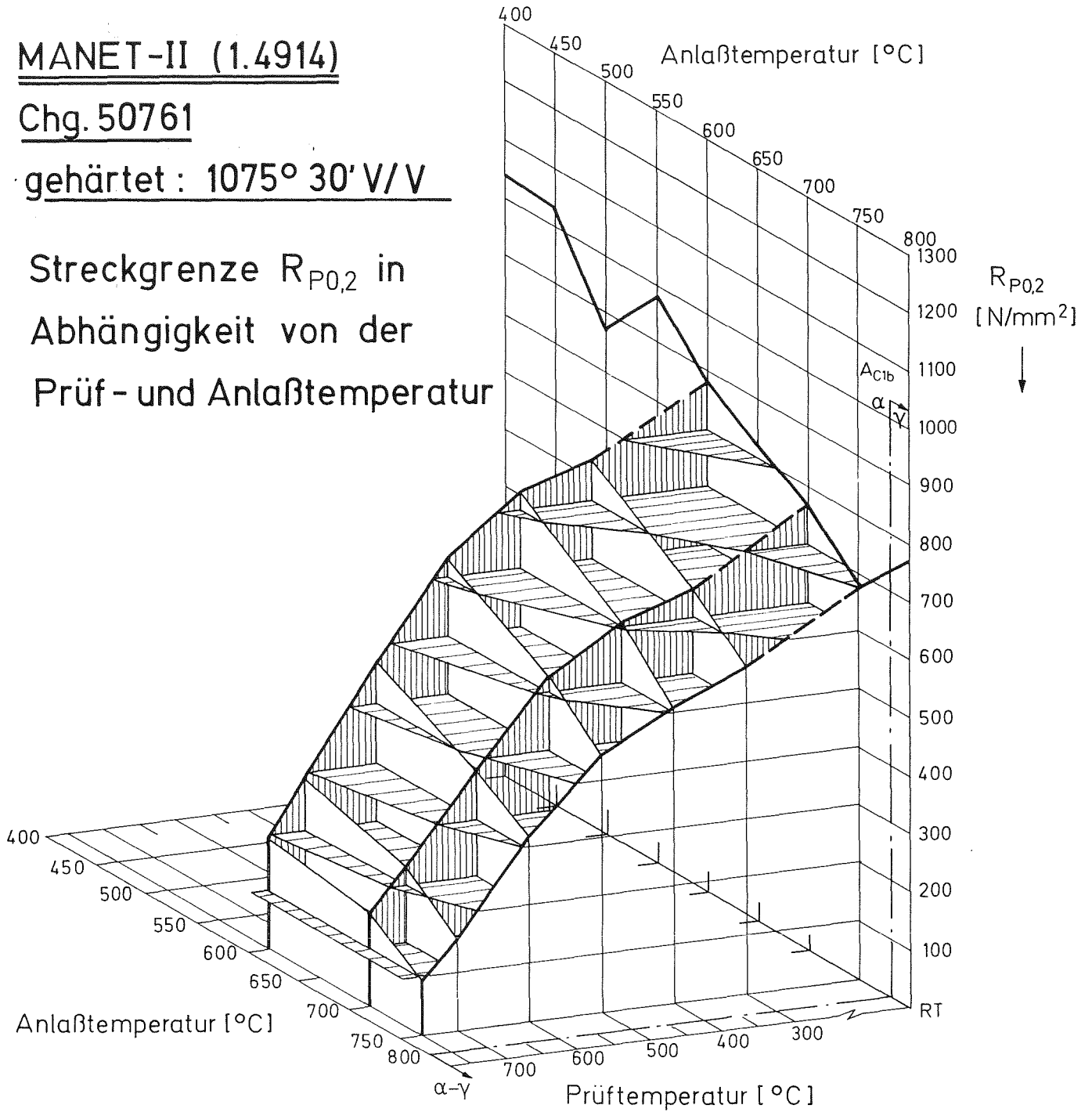
Bild 25

MANET-II (1.4914)

Chg. 50761

gehärtet : 1075° 30' V/V

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



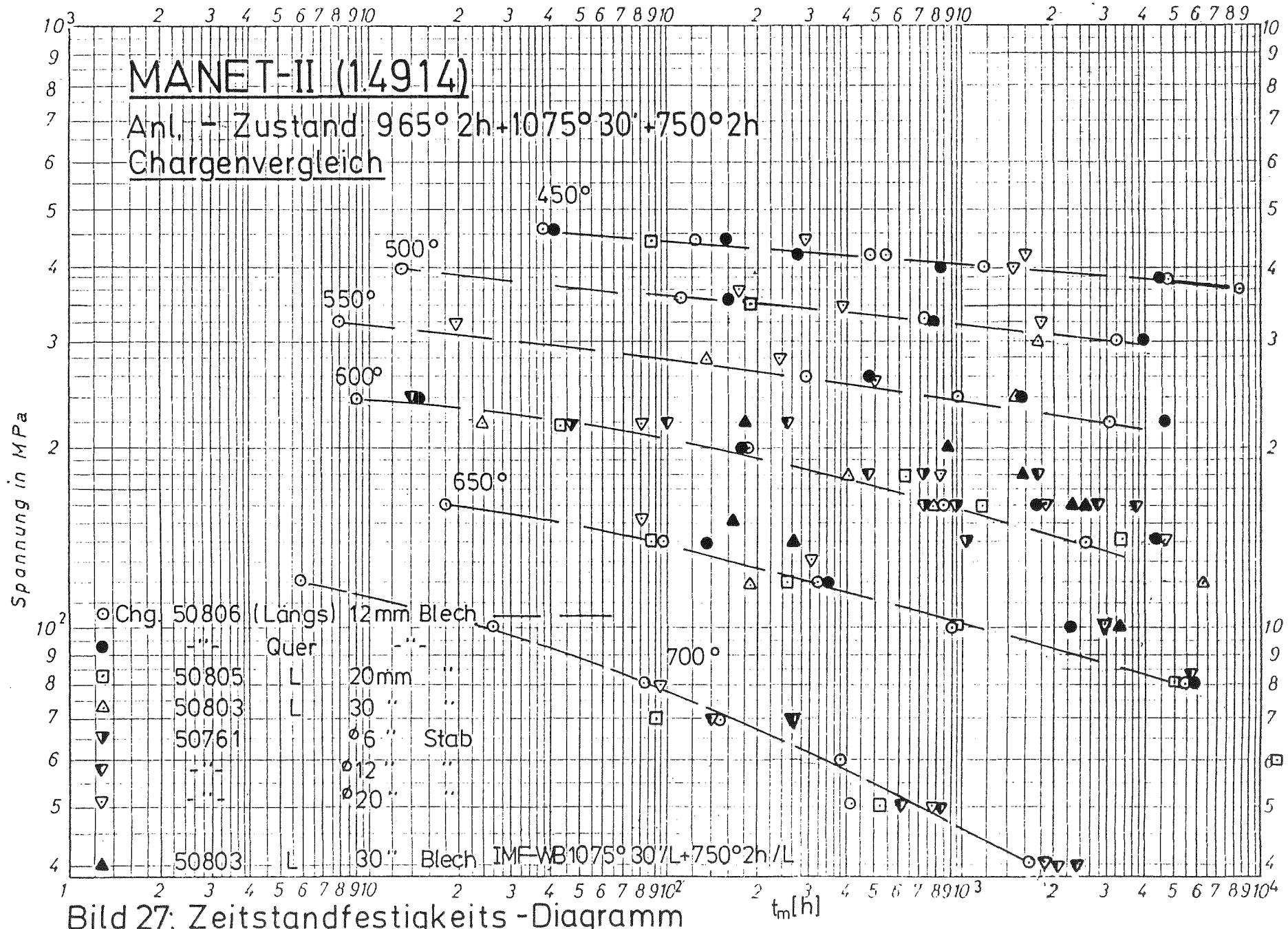
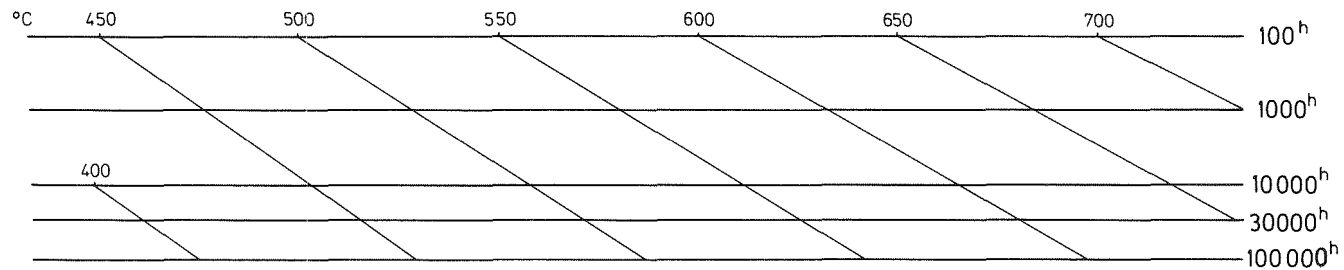
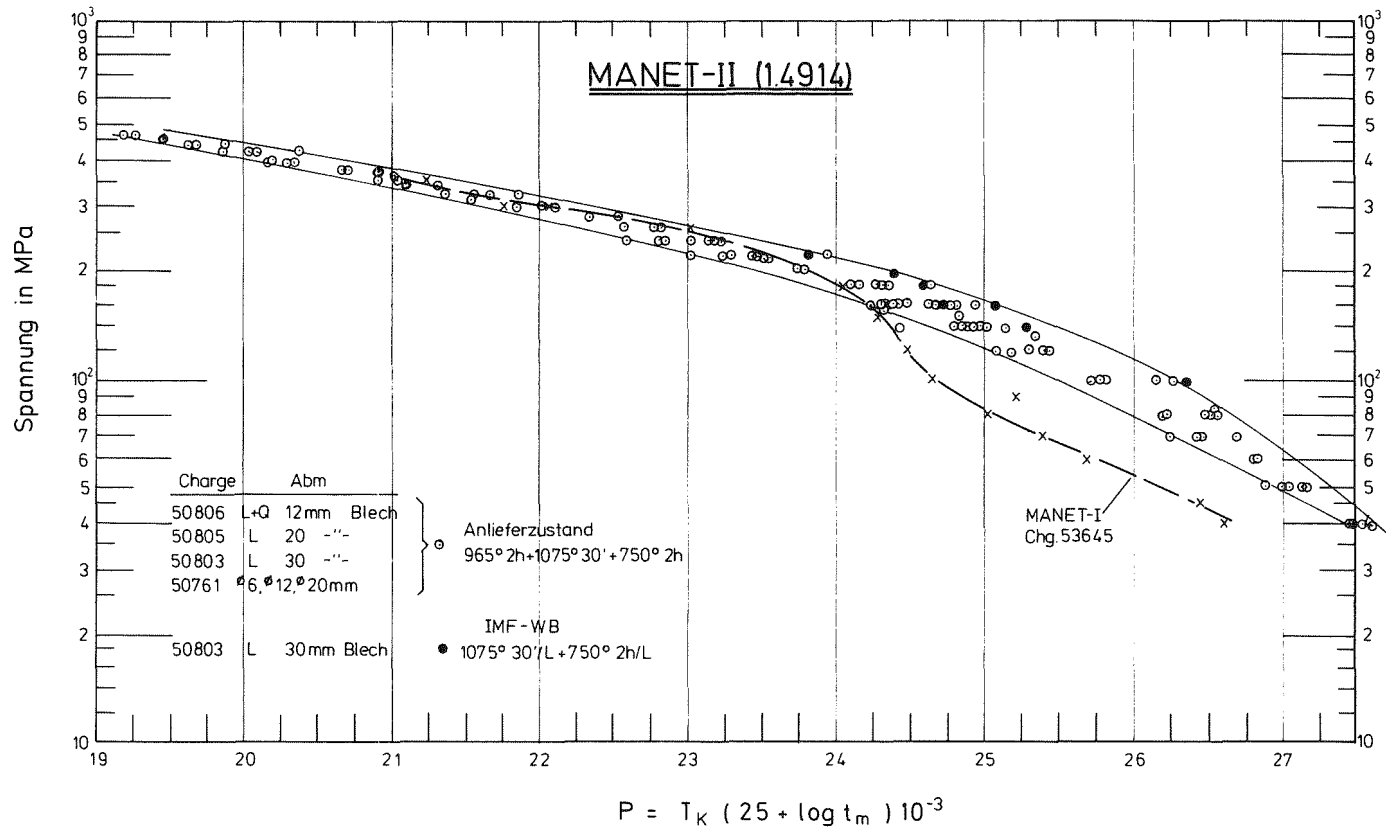


Bild 27: Zeitstandfestigkeits - Diagramm



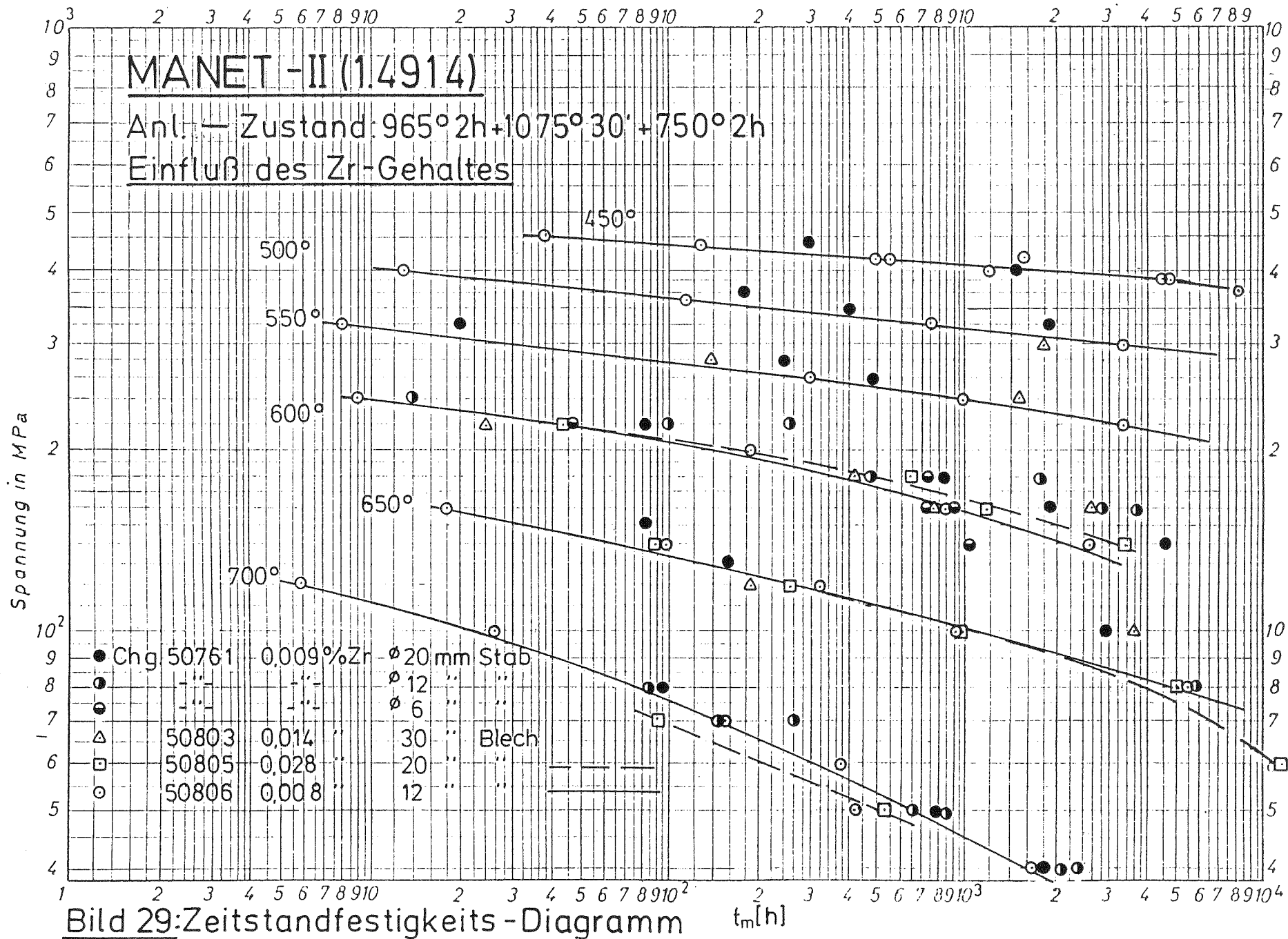
**Bild 28: Zeitstand - Hauptkurve**

(Larson-Miller-Parameter)



IMFI 10/92

Schirra



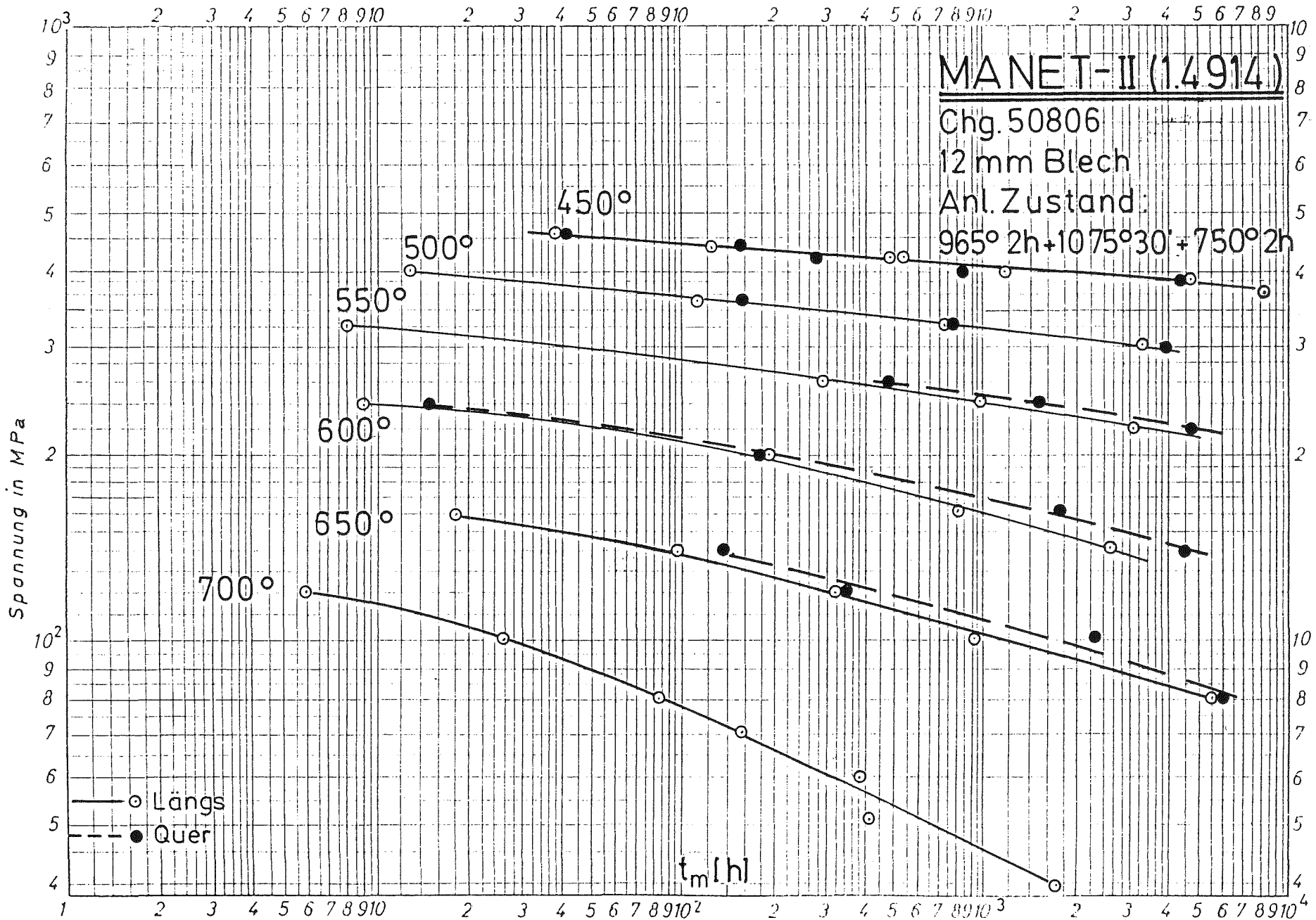


Bild 30: Einfluß der Probenlage auf die Standzeit



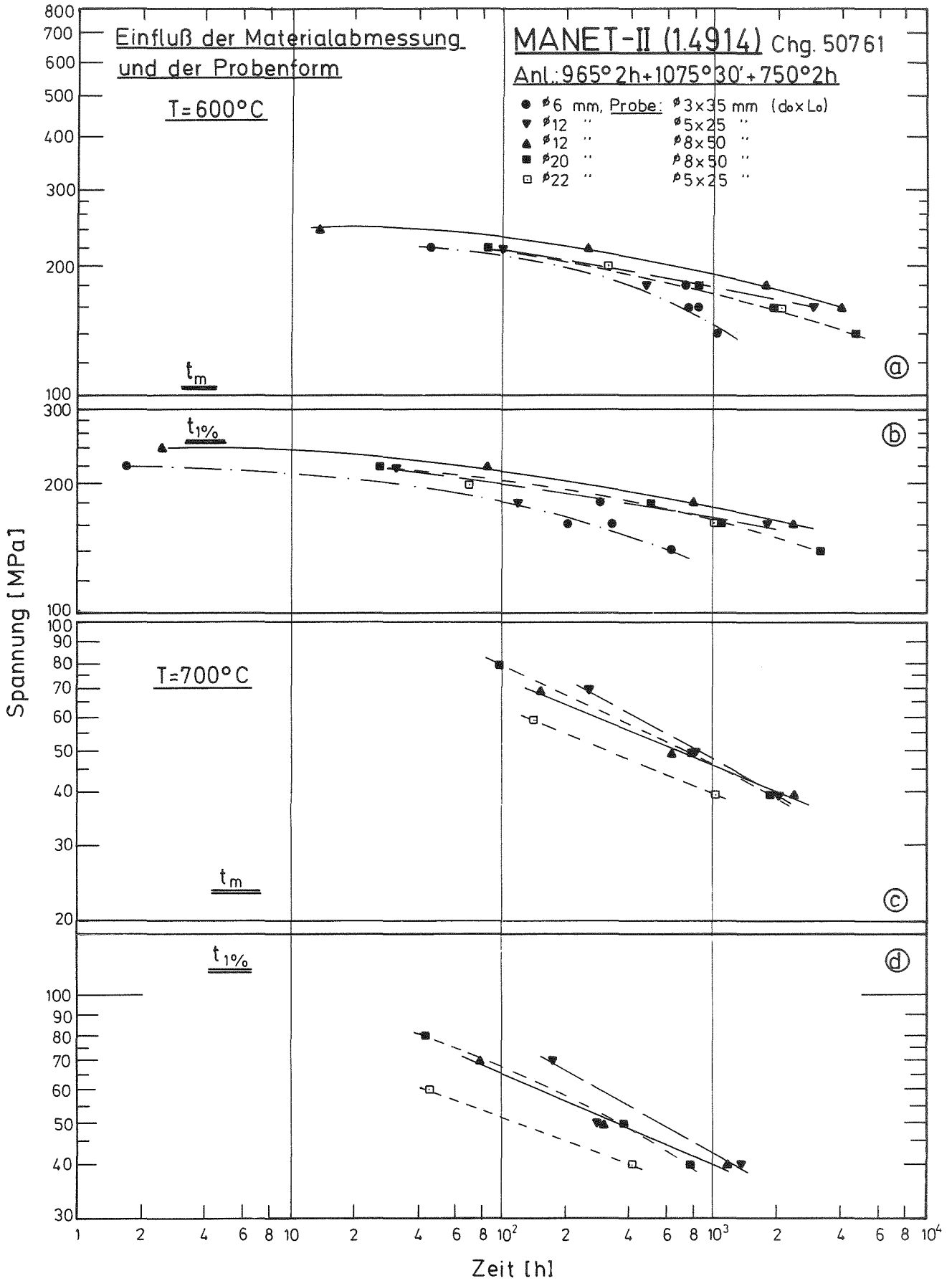


Bild 31

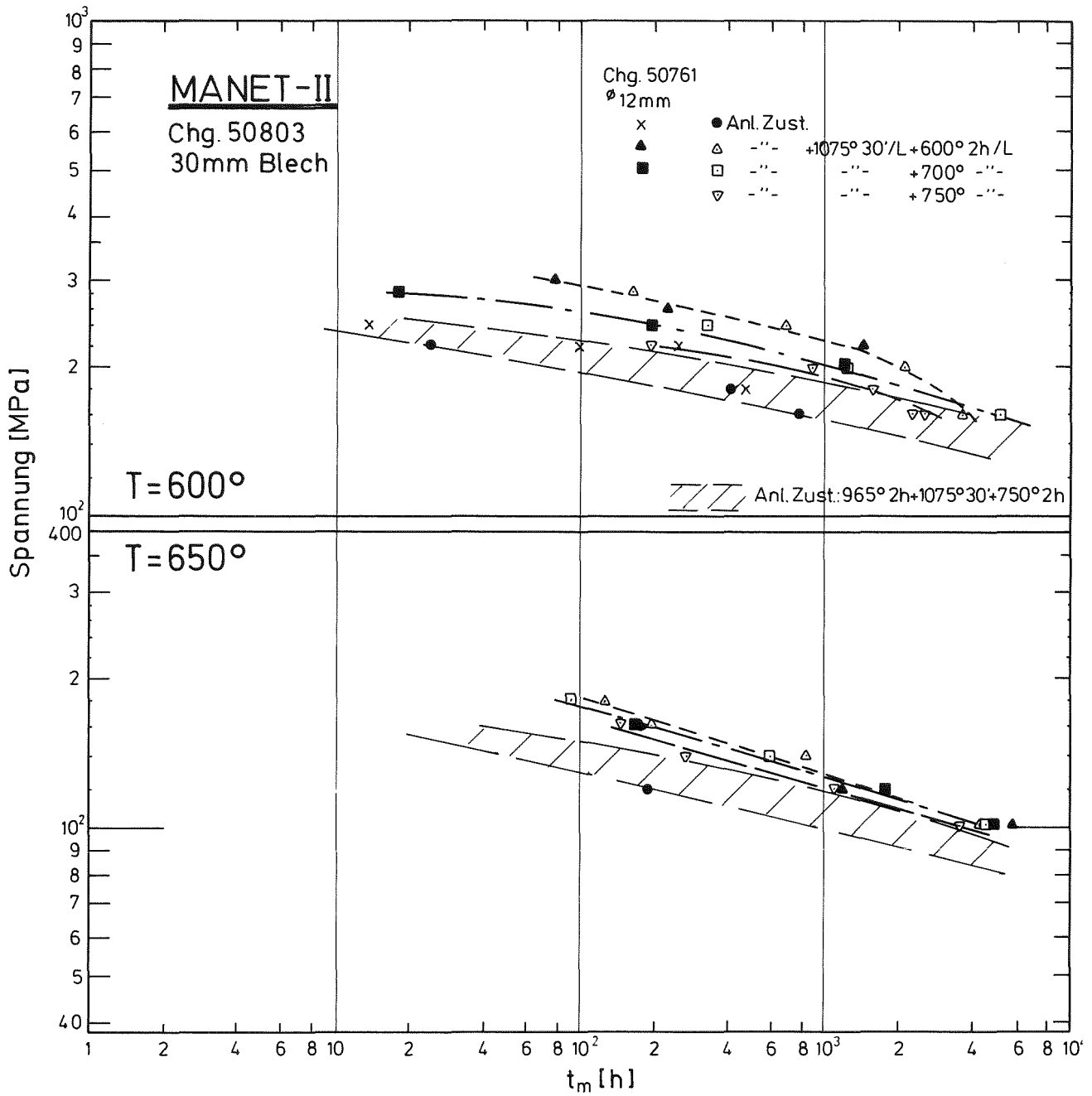
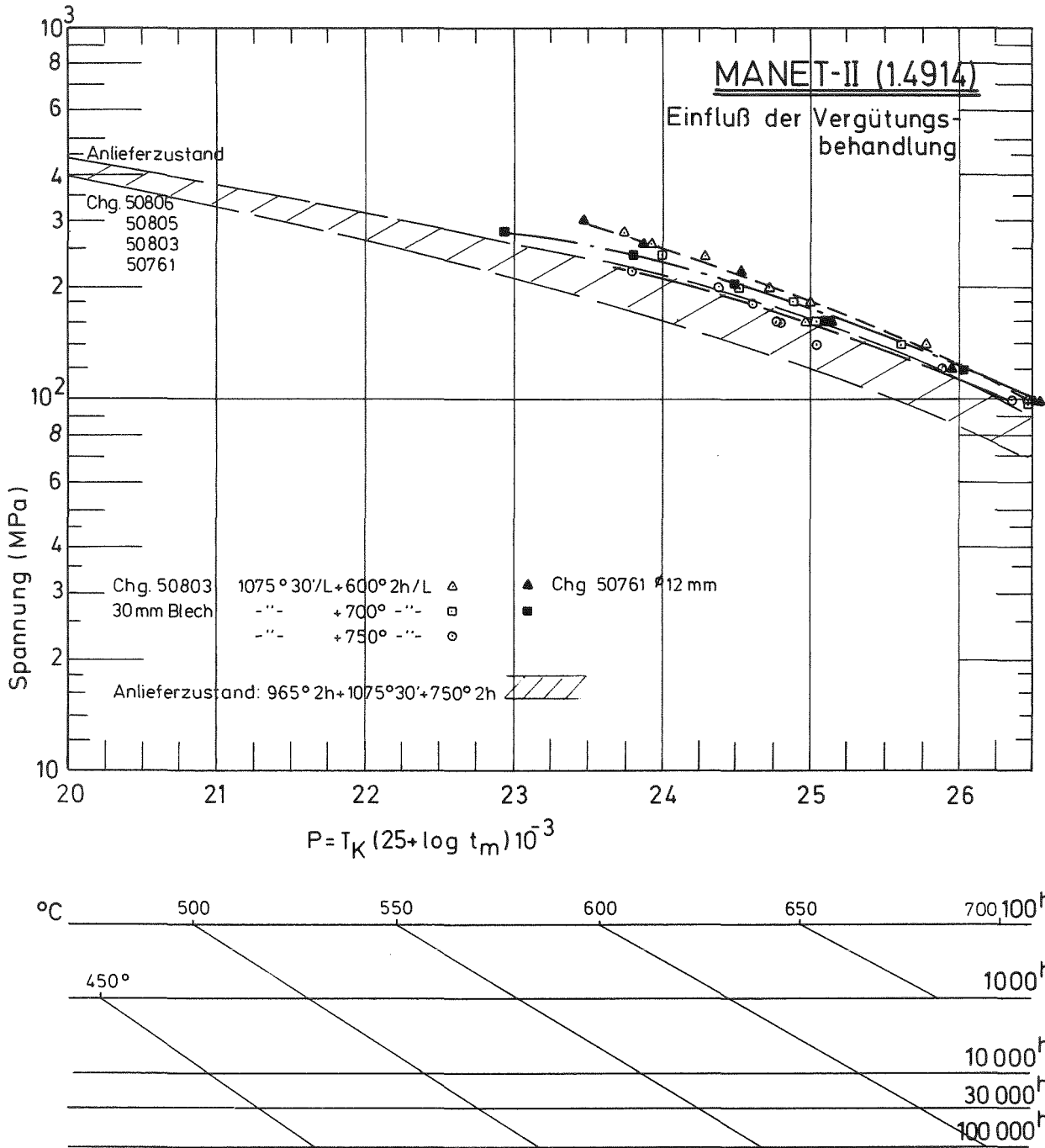


Bild 32: Einfluß der Vergütungsbehandlung auf die Standzeit

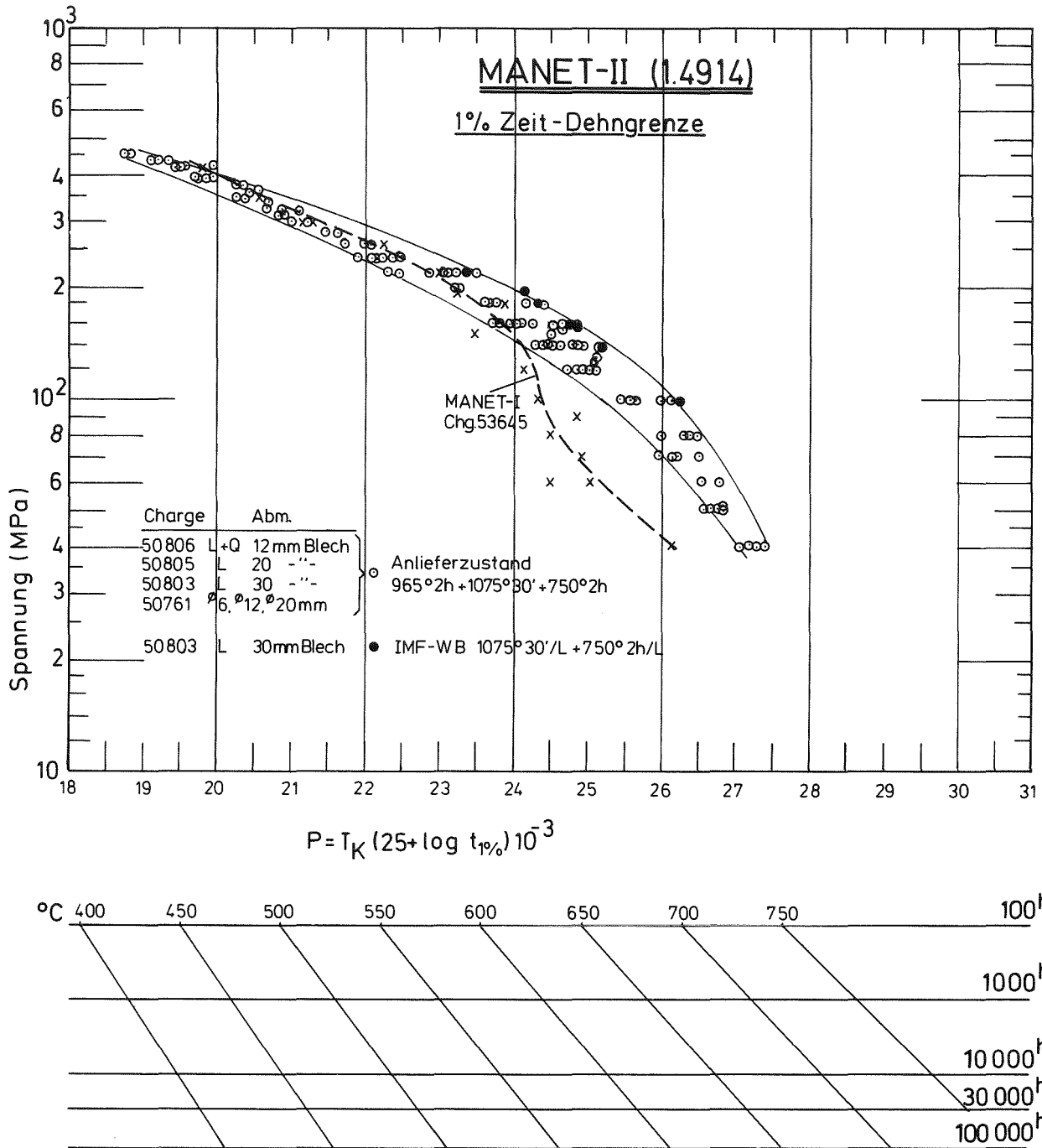


**Bild 33**

**Zeitstand-Hauptkurve**

Larson-Miller-Parameter





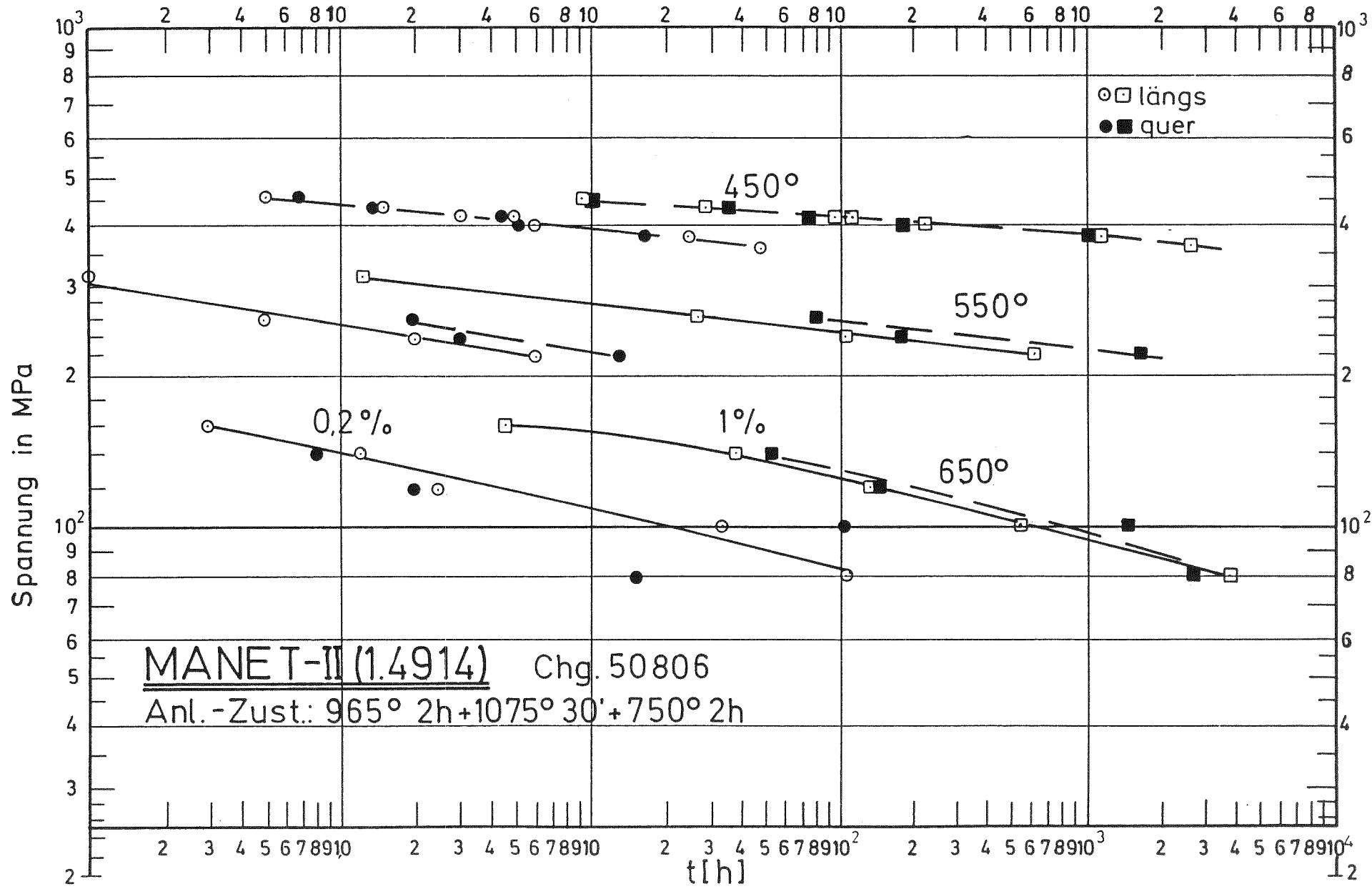


Bild35: Einfluß der Probenlage auf die 0,2% und 1% Zeit - Dehngrenze

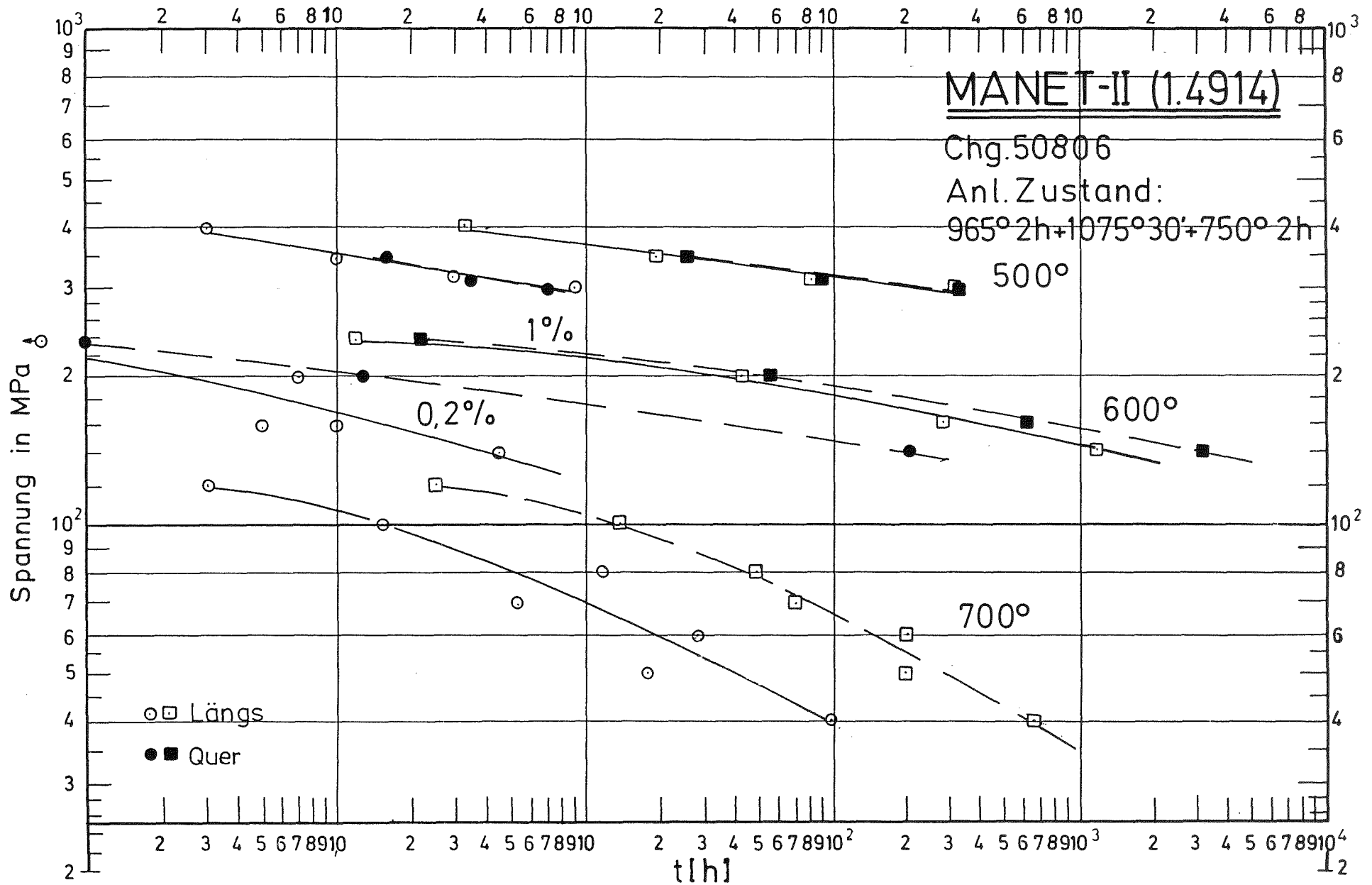
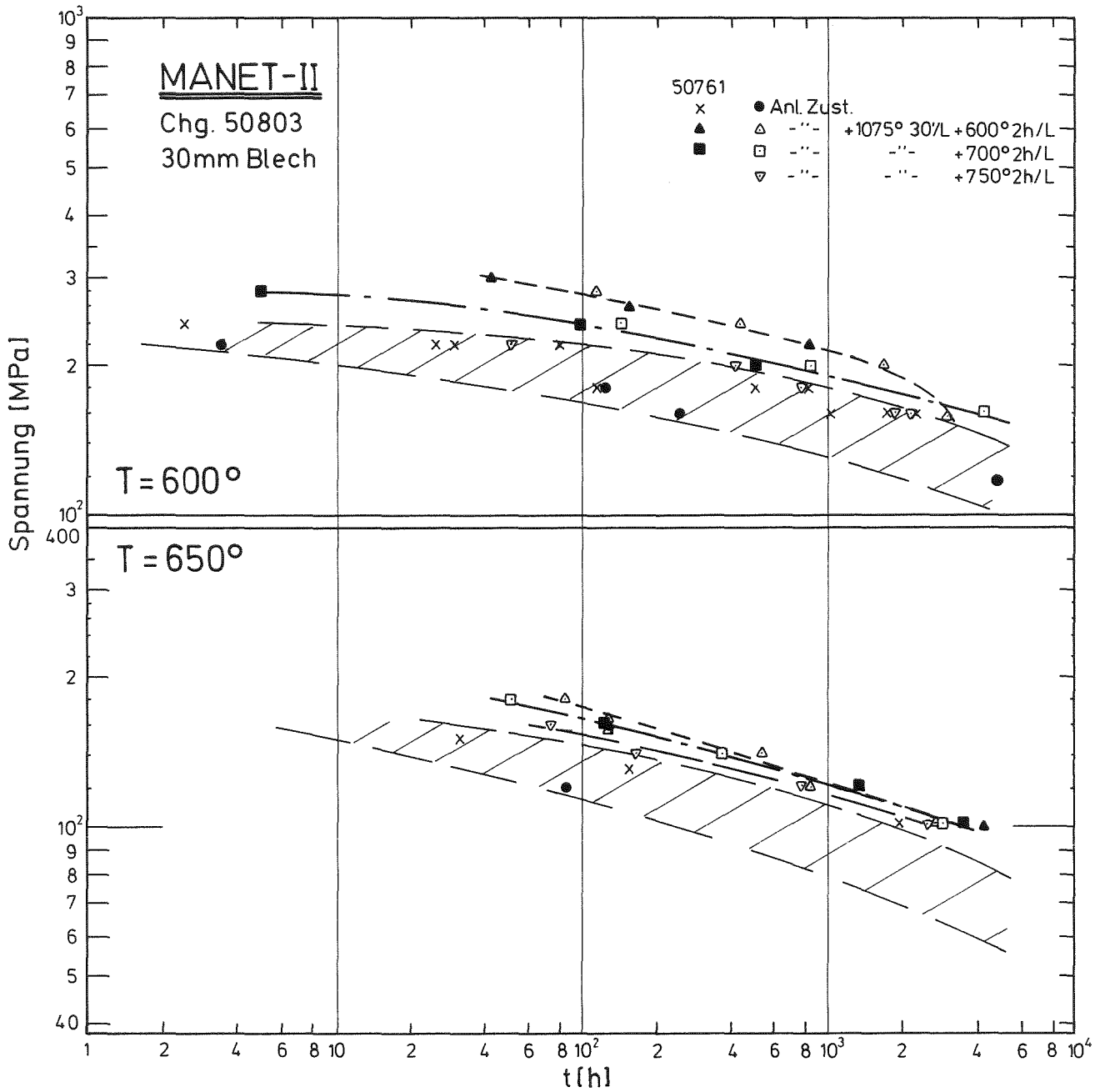
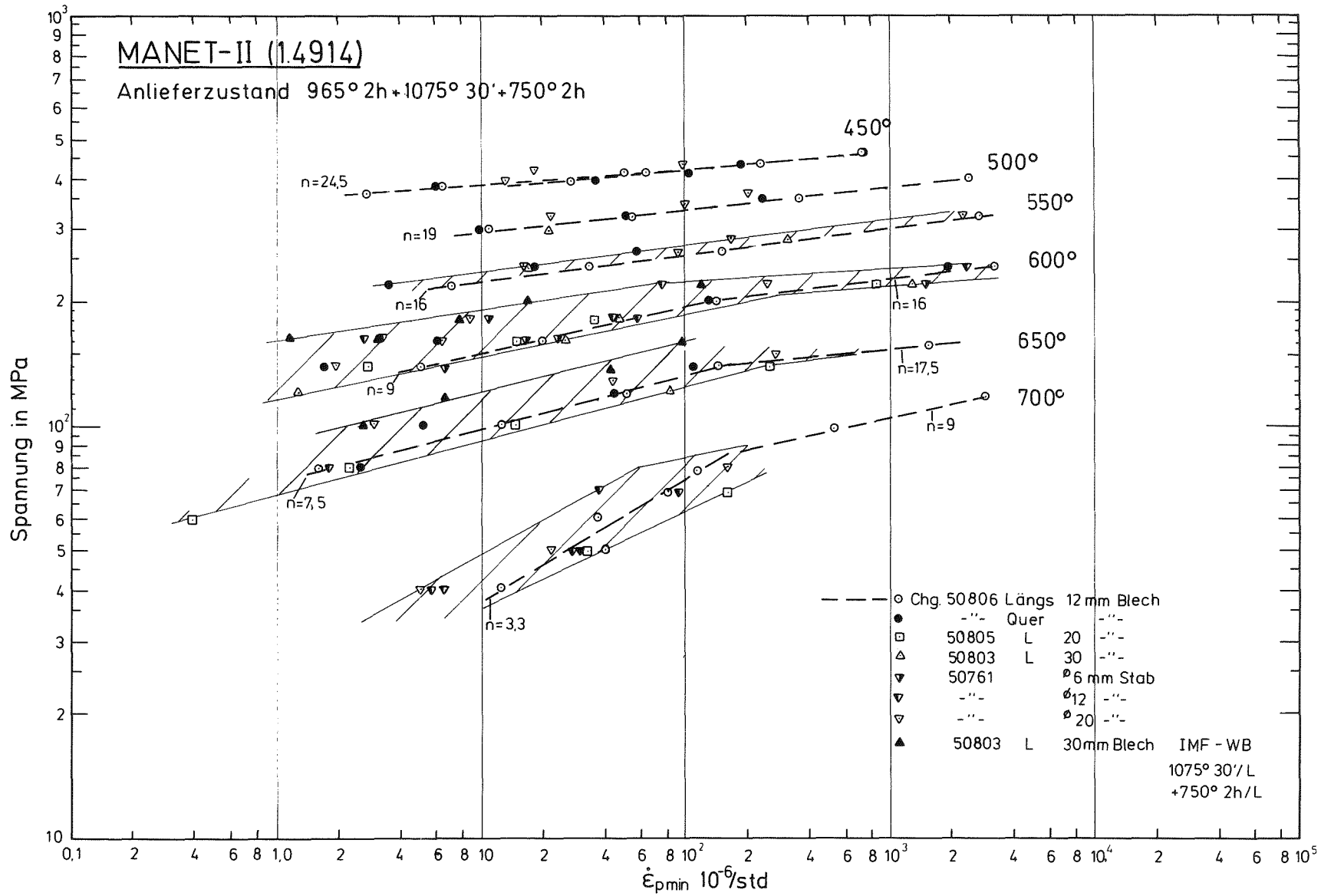


Bild 36: Einfluß der Probenlage auf die 0,2% und 1% Zeit-Dehngrenze



**Bild 37:** Einfluß der Vergütungsbehandlung auf die 1% Zeit-Dehngrenze



**Bild 38:** Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der

Prüfspannung



IMF-I 8/92

Schirra



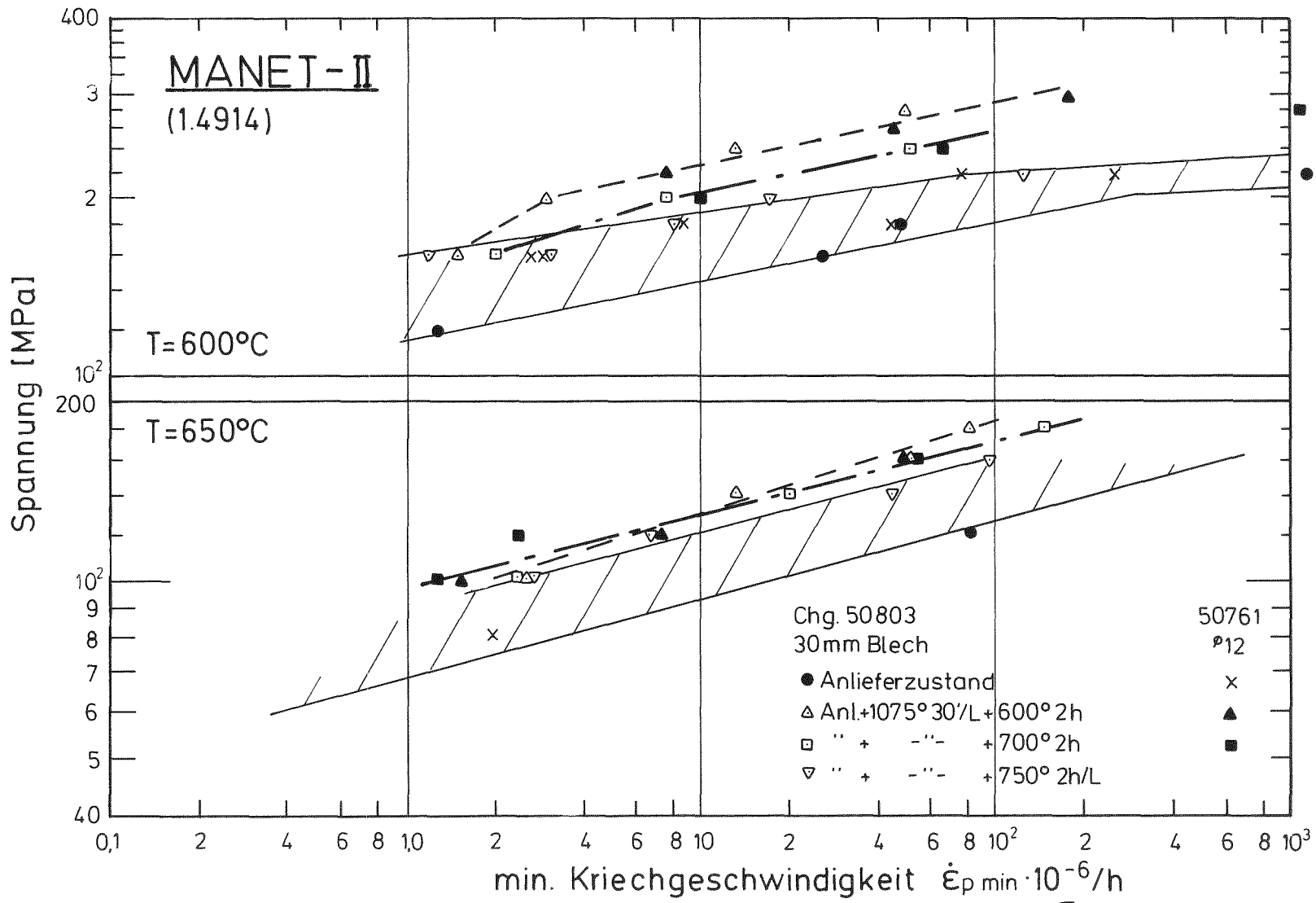


Bild 39 Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

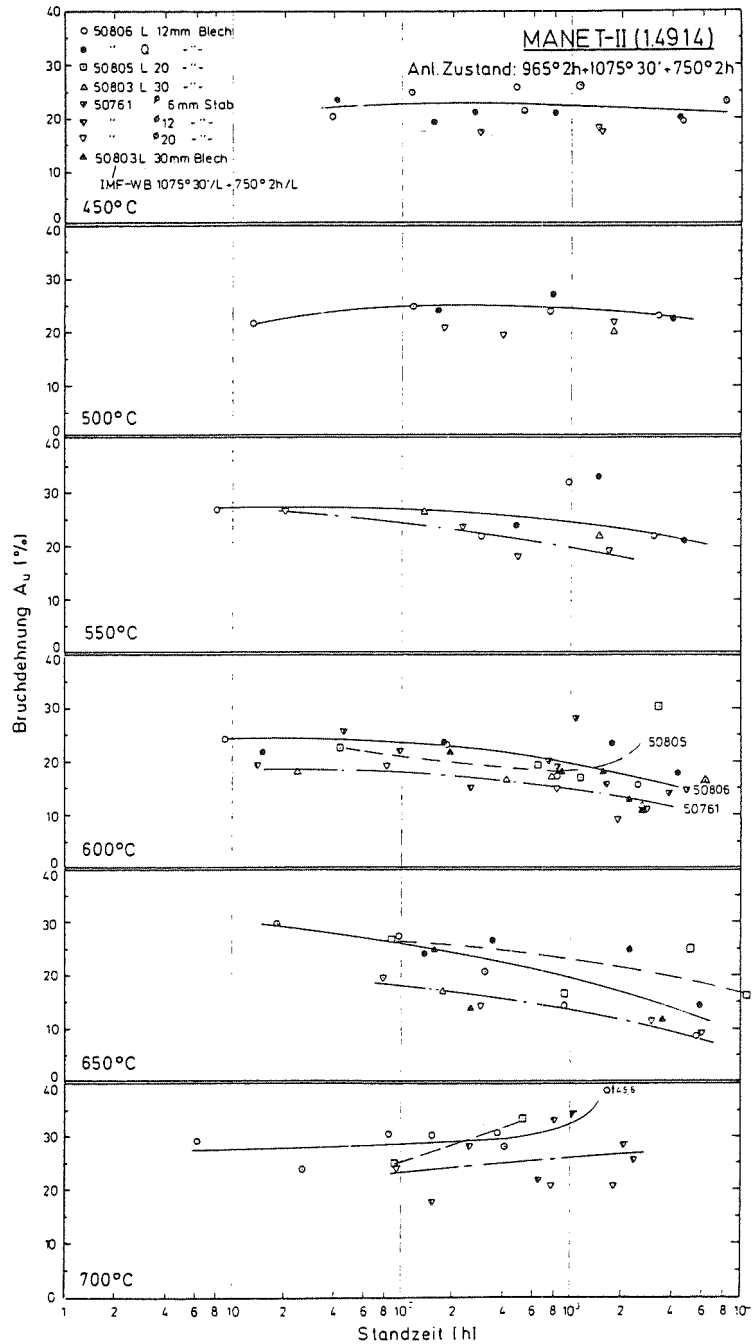


Bild 40: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

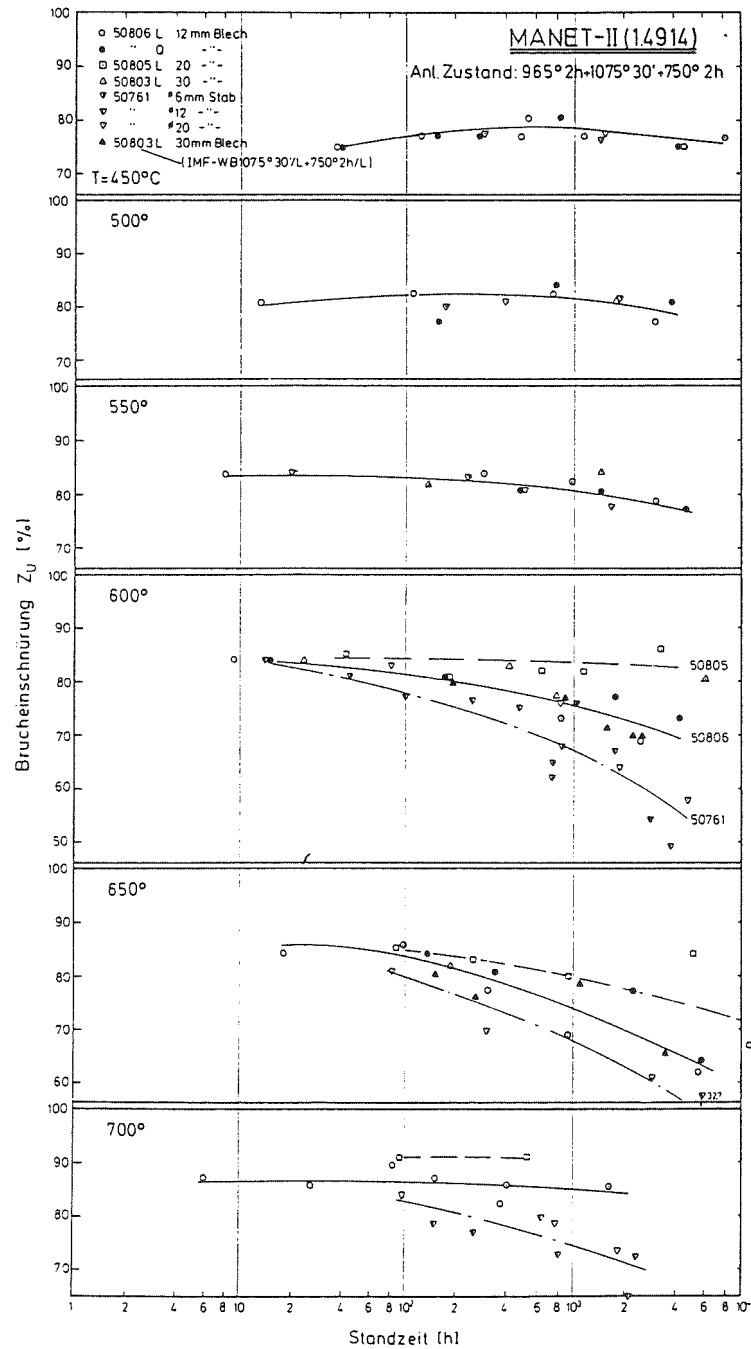


Bild 41: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

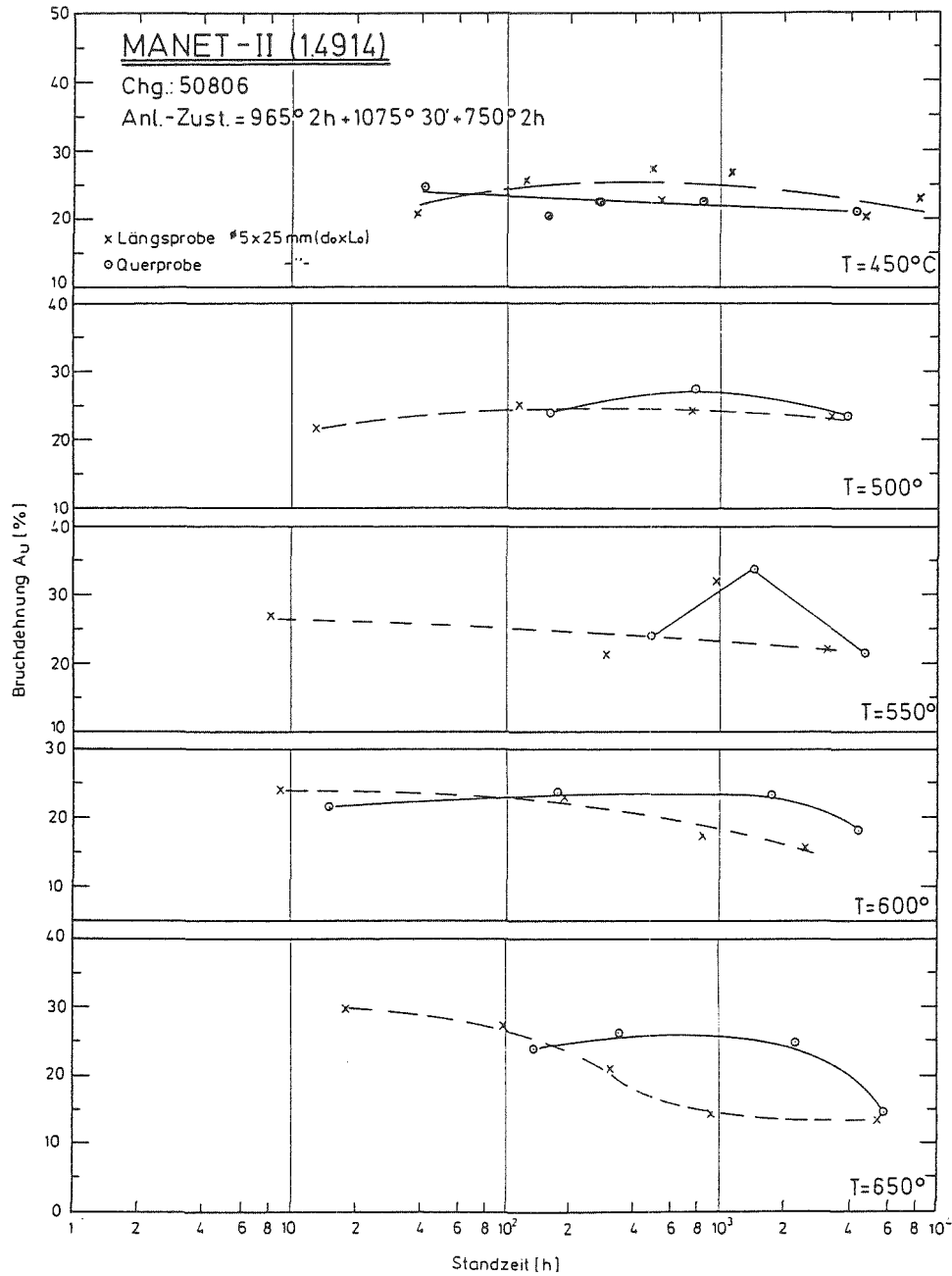


Bild42: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

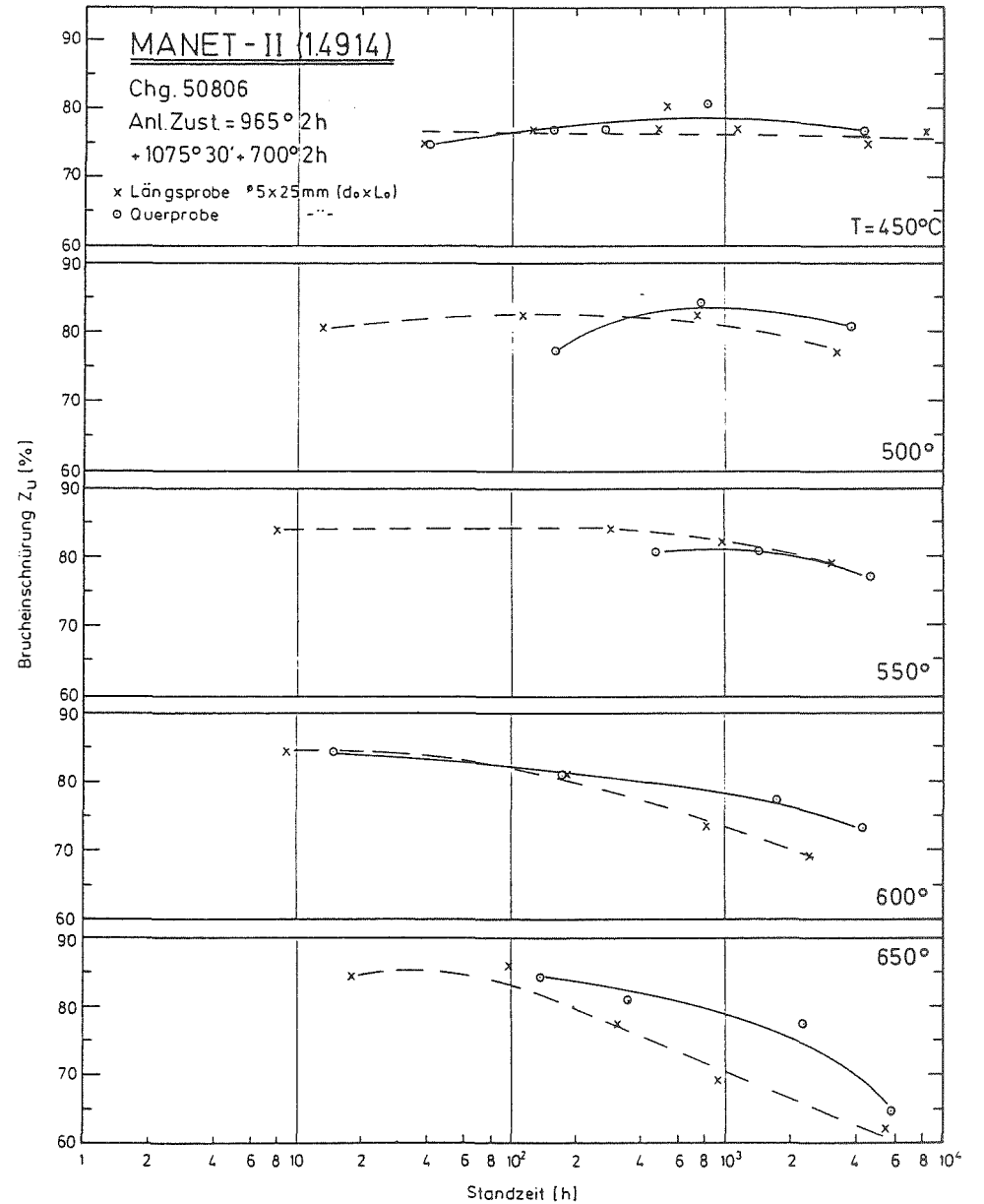


Bild43: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

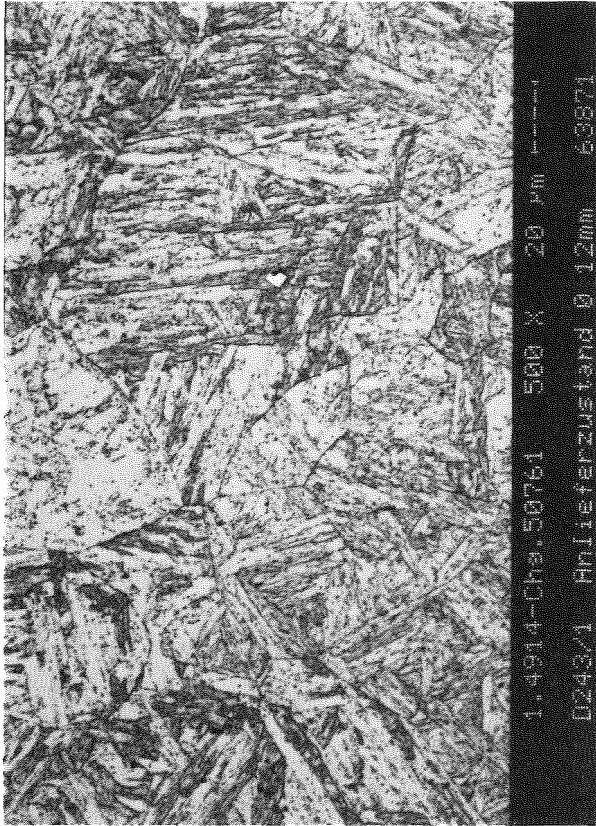


Charge 50761  $\phi$ 12mm

Chg. 50761  $\phi$ 22mm

Anlieferzustand= 965°2std.  
+1075°30min+750°2std

Zeitstandversuch 600°-8706std  
Probenkopf



HV30=255...

HV30=242-252

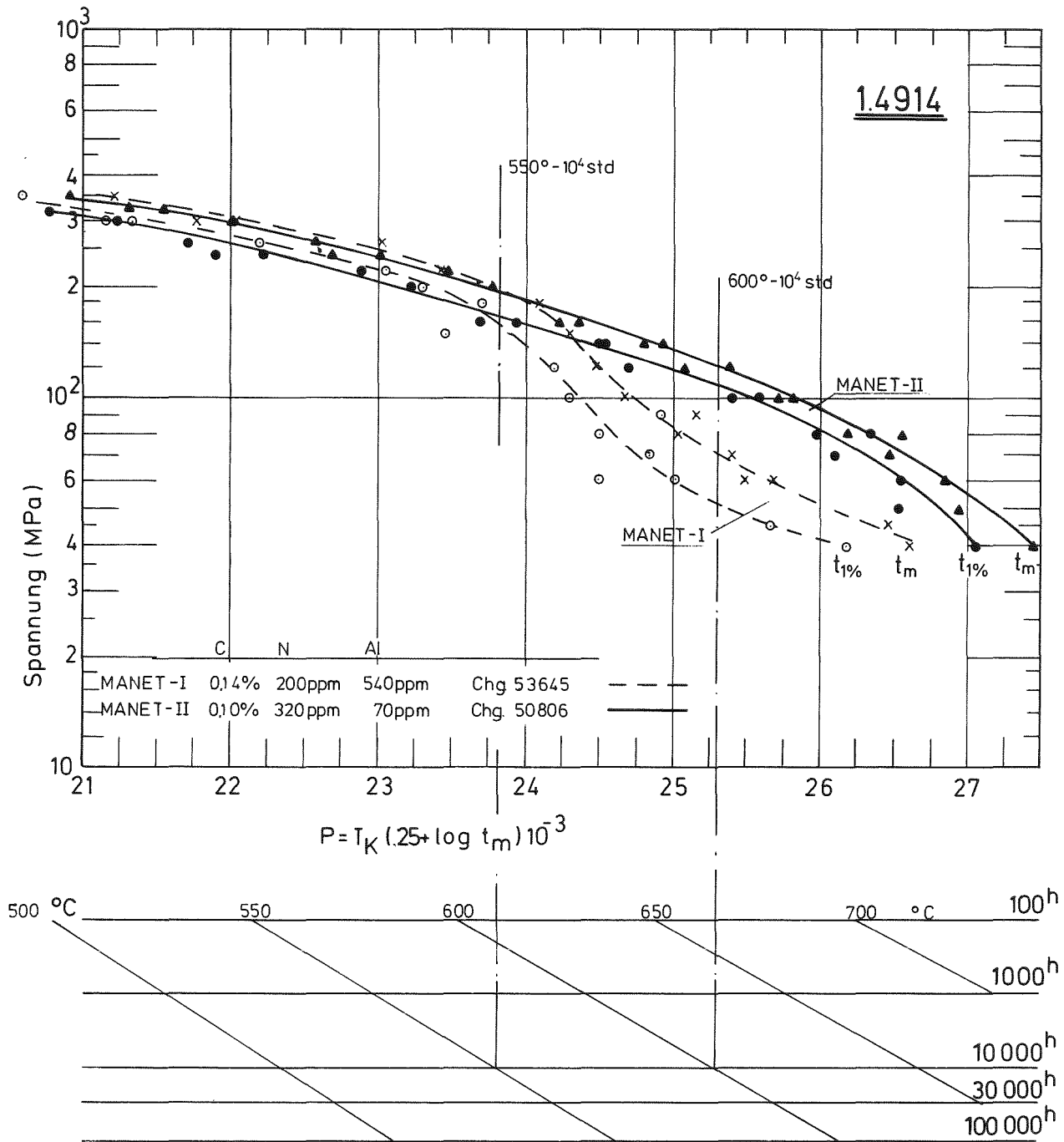
Chg. 50805  $\phi$ 20mm Blech  
650°-11 291std

Chg. 50761  $\phi$ 12mm  
700°-2340std



HV30=207-214

HV30=196-202



**Bild 46:**      Zeitstand-Hauptkurve  
Larson-Miller-Parameter

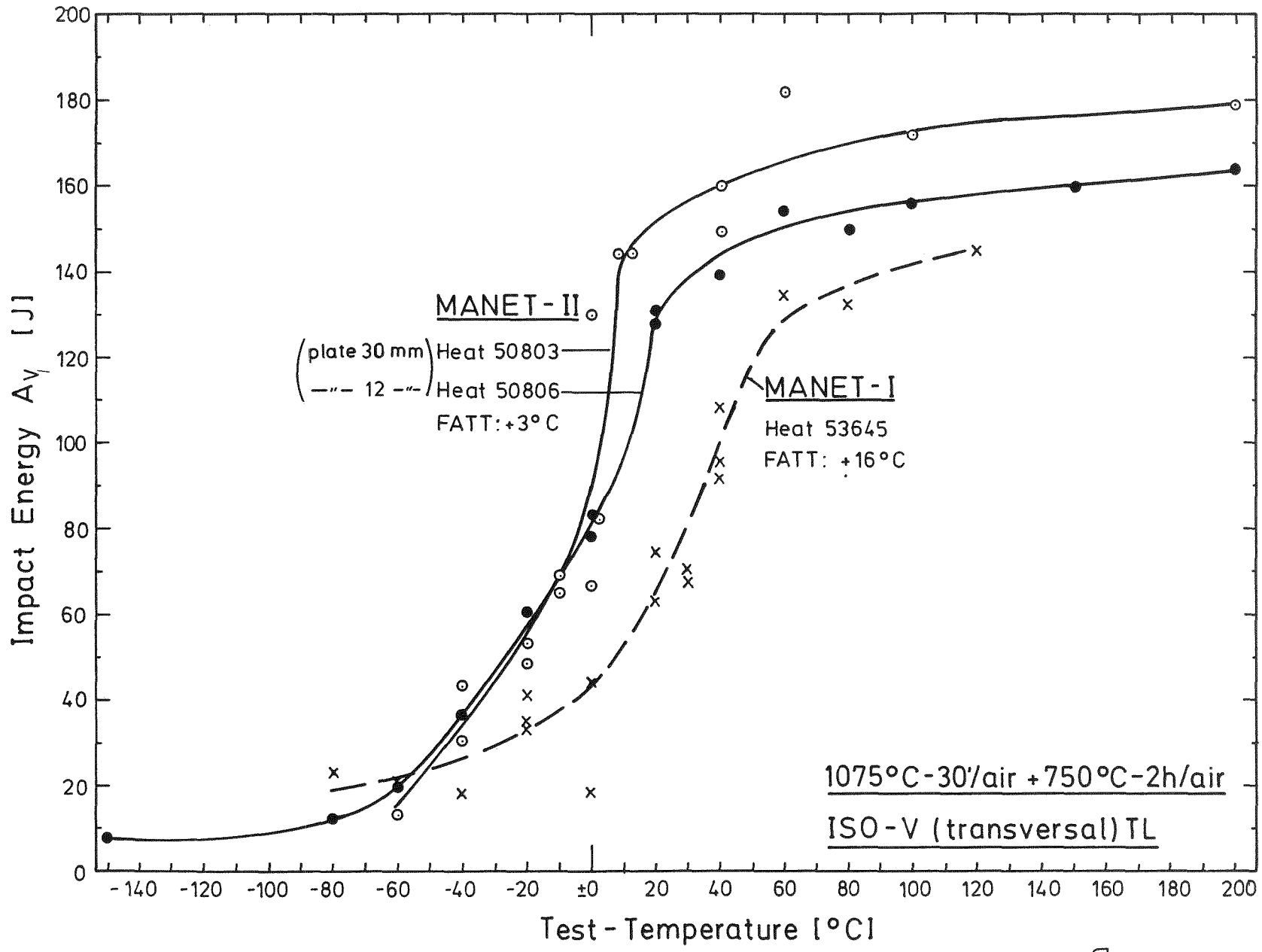
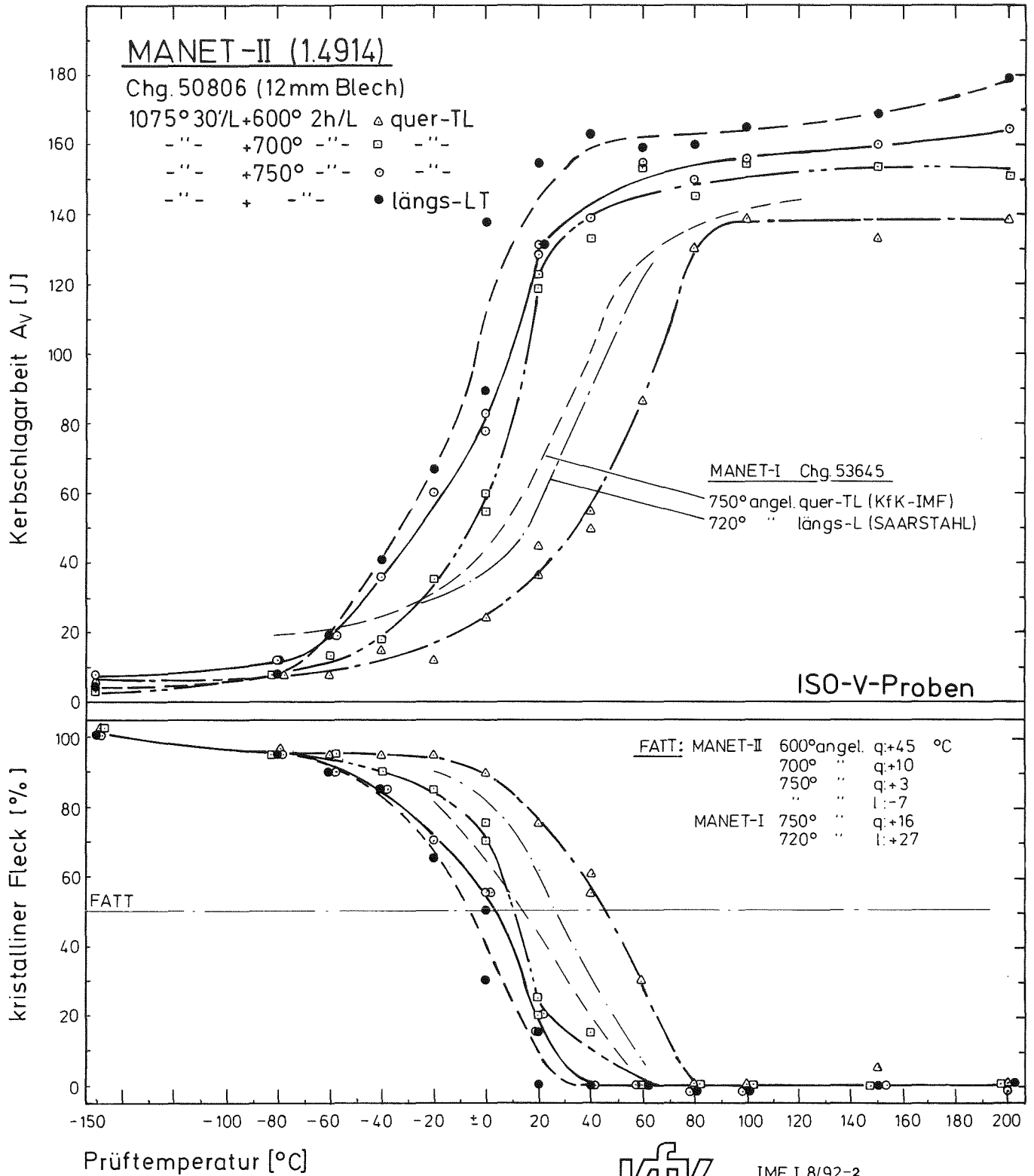


Fig. 47: Impact Energy vs. Test Temperature



IMF I 8/92-2

Schirra

Bild 48: Kerbschlagzähigkeits-Diagramm