

KfK 4561
Juni 1989

**Untersuchungen zum
Vergütungsverhalten,
Umwandlungsverhalten und der
mechanischen Eigenschaften
am martensitischen Stahl 1.4914
(NET-Charge MANET-1)**

M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Kernfusion

Kernforschungszentrum Karlsruhe

Kernforschungszentrum Karlsruhe
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Kernfusion

KfK 4561

**Untersuchungen zum Vergütungsverhalten,
Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften
am martensitischen Stahl 1.4914**

(NET-Charge MANET-1)

M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

KURZFASSUNG

Im Rahmen der NET-Arbeiten wurde der martensitische Stahl X18CrMoVNb121 (DIN 1.4914) als Alternative zu dem austenitischen Stahl AISI 316L als 1. Wand- und Blanketstruktur-Werkstoff betrachtet. Neuerdings werden diese Arbeiten dem auf DEMO hin orientierten Langzeit-Fusionsprogramm zugeordnet. Von KfK-IMF II wurde eine NET-Charge spezifiziert und von der Fa. Saarstahl hergestellt, die unter der Bezeichnung MANET-1 für verschiedene Versuchsprogramme der Partner im NET-Team verwendet wird.

Der Bericht beschreibt die charakterisierenden Untersuchungen des KfK-IMF II. Als Ergebnis der Härte- und Anlaßversuche wurde die Referenz-Vergütungsbehandlung (Härten und Anlassen) festgelegt. Das Umwandlungsverhalten wird anhand eines kontinuierlichen ZTU-Schaubildes dargestellt. Die Zugfestigkeitseigenschaften wurden in Abhängigkeit von der Anlaß- und Prüftemperatur bestimmt. Das Kerbschlagzähigkeitsverhalten wird für Längs- und Querproben als Av-T-Kurve dargestellt (ISO-V-Proben). Für drei Vergütungszustände ist das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten im Temperaturbereich 500-600°C untersucht worden. Metallografische Untersuchungen geben Aufschluß über das Bruchverhalten.

Die Versuchsergebnisse der MANET-1-Charge werden verglichen mit einer Variante dieses Stahltyps aus dem Schnell-Brüter-Programm.

**Investigations on the hardening, tempering and transformation behaviour
and on the mechanical properties of the martensitic steel DIN 1.4914
(NET-heat MANET-1)**

Abstract

In the frame of the NET-activities (Next European Torus) the martensitic steel X18CrMoVNb12.1 (DIN 1.4914) was considered as an alternative to the austenitic stainless steel AISI 316L as first-wall- and blanket structural material. Most recently these work has been transfered for the long-term DEMO-oriented part of the fusion technology program. The KfK-IMF II has specified a NET-heat, named MANET-1, which was produced by SAARSTAHL-GmbH, used for various investigation programs of the partner in the NET-team.

The report describes the investigations to characterize this material done by KfK-IMF II. As result of hardening and tempering treatments a reference treatment was determined. The transformation behaviour can be described by a continuous time-temperature-transformation diagram (TTT). The tensile strength was determined in dependence of the tempering and test temperature. The impact strength is presented as a Av-t-curve for longitudinal and transversal ISO-V specimens. The creep and creep-rupture tests in the temperature range of 500 to 650°C have been performed for three heat-treatment conditions. Metallographic examinations show the fracture behaviour.

The test results of the MANET-1 heat are compared with the results of other variants of this steel type in the Fast-Breeder-Program.

GLIEDERUNG

	Seite
1. EINLEITUNG	1
2. VERSUCHSMATERIAL	1
3. VERSUCHSERGEBNISSE	2
3.1 Härteversuche	2
3.2 Anlaßverhalten	3
3.3 Umwandlungsverhalten	4
3.4 Zugfestigkeitseigenschaften	6
3.4.1 Einfluß der Anlaßtemperatur	6
3.4.2 Einfluß der Prüftemperatur	7
3.5 Kerbschlagversuche	8
3.6 Zeitstandverhalten	10
3.6.1 Versuchsdurchführung	10
3.6.2 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen	11
3.6.3 Kriechverhalten	13
3.6.4 Duktilitätskennwerte und Bruchverhalten	14
4. LITERATUR	17

1. Einleitung

Im konventionellen Kraftwerksbau und im Flugtriebwerksbau sind vergütbare 12%-Cr-Stähle Standardwerkstoffe. Aufgrund ihrer Vergütungsfähigkeit (Härten + Anlassen) lassen sich ihre mechanischen Eigenschaften in weiten Bereichen variieren. Die oberen Anwendungstemperaturen liegen zwischen 550-600°C mit ausreichender Oxidationsbeständigkeit. Ausschlaggebend für das gute Betriebsverhalten bei erhöhten Temperaturen sind die gegenüber austenitischen Stählen niedrigeren Wärmeausdehnungsbeiwerte und eine bessere Wärmeleitfähigkeit, die sich in geringeren Wärmespannungen äußert. Dies ist gleichbedeutend mit einer guten Temperaturwechselbeständigkeit /1,2,3/.

Im nuklearen Kraftwerksbau sind sie für verschiedene Komponenten eine Alternative zu den hochwarmfesten austenitischen Stählen, und zwar sowohl bei Spaltungs- als auch Fusionsreaktoren. Für die Verwendung unter hohen Neutronenbelastungen haben sie ein erheblich besseres Potential wegen ihres geringeren Schwellens und geringen Tendenz zur neutroneninduzierten Heliumversprödung.

So wurden als Erste-Wandwerkstoffe im Rahmen der NET-Arbeiten (Next European Torus) sowohl ein austenitischer 17/13/2 CrNiMo-Stahl (Typ AISI 316L) als auch ein martensitischer 12% Cr-Stahl (Typ 1.4914), in modifizierter Spezifikation, auf ihre Eignung untersucht /4,5,6,7/.

2. Versuchsmaterial

Für die verschiedenen Versuchsprogramme der Partner im NET-Team wurde eine Materialcharge nach NET-Spezifikation von der Fa. Saarstahl (vorm. Arbed-Röchling) hergestellt durch Erschmelzung im Vakuum-Induktionsofen und Umschmelzen im Vakuum-Lichtbogenofen. Angeliefert wurden Stangen mit Ø 105 mm Durchmesser und Flachstäbe der Abmessung 40x210 mm. Die chemische Zusammensetzung des Versuchsmaterials geht aus der Tabelle 1 hervor, die neben der NET-Spezifikation noch die Analysen von zwei SNR-spezifizierten Chargen aus dem PSB-Programm enthält, auf die bei der Darstellung der Versuchsergebnisse noch Bezug genommen wird. Entsprechend den unterschiedlichen Anforderungsprofilen wurde der ursprüngliche VDEh-Werkstoff 1.4914 sowohl für NET als auch SNR leicht modifiziert und entsprechend spezifiziert.

Das ausgelieferte Rundmaterial und Flachmaterial wurde für die Bedürfnisse der unterschiedlichen NET-Aktivitäten zu \varnothing 22 bis \varnothing 6 mm bzw. zu Blechen von 1 bis 20.5 mm Stärke verformt.

Für die Härte und Anlaßversuche wurde sowohl Material des Anlieferungszustandes (\varnothing 105 mm) als auch umgeformtes Material verwendet (\varnothing 6 mm und 3,5 mm Blech). Die Proben für Zug-, Zeitstand- und Kerbschlagversuche und die Dilatometerproben für das ZTU-Schaubild wurden aus umgeformtem Material herausgearbeitet (\varnothing 6 mm bzw. 13,5 mm Blech).

Die metallographische Untersuchung beim Stahlhersteller und die IMF-Eingangsuntersuchung am \varnothing 105 mm Material ergab, daß die Charge δ -Ferrit-frei ist und vereinzelt Primärkarbide aufweist (Bild 1 a). Nach Härtung von 1075°C 30 V/V ergibt sich eine Korngröße von 10-25 μ m und eine Härte von HV 30 = 401-406 (Bild 1 b). Die gleiche Gefügeausbildung ergibt sich, wenn das stark verformte Material (\varnothing 6 mm) von 1075°C gehärtet wurde und eine vorgeschlagene Wärmebehandlung mit vorgeschalteter 965°C 2 h -Austenitisierung durchgeführt wurde (Bilder 2 a + b). Die Vergütungsgefüge der drei untersuchten Vergütungszustände mit 600-700-750°C Anlaßtemperatur sind in den Bildern 2c-2e dargestellt.

3. Versuchsergebnisse

3.1 Härteversuche

Im Bereich 800°C-1125°C wurden Härteversuche durchgeführt, um die Härteanahme in Abhängigkeit von der Härtetemperatur zu erfassen und damit zusammenhängend auch die Korngröße zu bestimmen. Im Bild 3 sind zunächst die Härtewerte in Abhängigkeit von der Härtetemperatur für das \varnothing 105 mm Material und oberhalb 950°C auch für das zusätzlich auf \varnothing 6 mm verformte Material mit 1- und 2-facher Austenitisierung dargestellt. Ab 950°C wird das Härtemaximum als Plateau bei HV 30 = 400-420 erreicht, ohne daß ein Unterschied erkennbar wäre zwischen den beiden Ausgangsabmessungen bzw. der einfachen und doppelten Austenitisierung. Im Bereich 800-850°C kann nur ein geringer Härteanstieg erwartet werden, wegen der unvollständigen Austenitisierung, wie die Lage der Ac-Punkte ausweist.

Im Bild 4 a ist die Härtekurve der MANET-1-Charge den beiden Härtekurven der K-Chargen aus dem PSB-Programm gegenübergestellt. Der Unterschied im Härteplateau von HV 30 = 400-420 (MANET-1) gegenüber HV 30 = 450-470 (K-Chargen) entspricht exakt dem Unterschied im Kohlestoffgehalt von 0.04 % (s. Tab. 1), von dessen Höhe bei härtbaren Stählen in erster Linie die erreichbare maximale Härte abhängig ist.

Die metallographische Untersuchung der gehärteten Proben und Auswertung mittels Kreisverfahren, führten zu Korngrößen, wie sie im Bild 4 b in Abhängigkeit von der Härtetemperatur aufgetragen sind. Aufgrund dieser Ergebnisse wurde als Referenzhärtetemperatur 1075°C festgelegt. Damit ist einmal gewährleistet, daß die maximale Härte bei gleichzeitig feinem Korn erreicht wird und desweiteren ist der direkte Vergleich mit den Ergebnissen der K-Chargen aus dem PSB-Programm möglich. Die Feinkörnigkeit ist bis 1100°C gewährleistet, erst bei 1125°C wird ein deutliches Kornwachstum beobachtet.

3.2 Anlaßverhalten

Härtbare Stähle werden nach dem Härten angelassen, um, je nach Anforderung an Festigkeit oder Zähigkeit, einen entsprechenden Vergütungszustand einzustellen. Zunächst wurden an der MANET-1-Charge bei 1075°C gehärtete Proben bei Anlaßtemperaturen von 300-850°C 2 h angelassen, um den Einfluß auf die Härte zu erfassen. Im Bild 5 ist als Ergebnis die Anlaßkurve im Vergleich mit den Ergebnissen der beiden K-Chargen dargestellt. Das niedrigere Härteniveau der NET-Charge bleibt bis 550°C Anlaßtemperatur bestehen, mit einem bei diesem Stahltyp üblichen Sekundärhärtemaximum im Bereich 450-525°C. Oberhalb 550°C setzt deutlich die Anlaßwirkung mit ausgeprägter Härteabnahme ein. Allerdings liegt im Anlaßbereich 600-750°C die Vergütungshärte der NET-Charge deutlich über den Werten der K-Chargen, ein erstes Indiz, daß die NET-Charge etwas anlaßbeständiger ist. Der Härteanstieg bei $\geq 800^\circ\text{C}$ ist auf die Teilaustenitisierung durch Überschreiten von Ac_{1b} zurückzuführen und bildet praktisch den erneuten Anschluß an Bild 4.

Die bessere Anlaßbeständigkeit der MANET-1-Charge wird auch durch die Darstellung im Bild 6 untermauert. Hier ist die Vergütungshärte mehrerer Anlaßserien über dem Larson-Miller-Parameter der Form $P = T_K (18 + \log t) 10^{-3}$

aufgetragen. Dieser Parameter umfaßt verschiedene Anlaßtemperaturen und Anlaßzeiten.

Bekannter ist diese Darstellung für die Auftragung von Zeitstandwerten, um über den experimentell abgedeckten Bereich hinaus zu extrapolieren, jedoch wurde dieser Parameter ursprünglich von den Autoren im Zusammenhang mit dem Anlaßverhalten von Stählen aufgestellt /8/. Zudem ist die Austauschbarkeit von Temperatur und Zeit in einem begrenzten Temperaturbereich bei Anlaßbehandlungen eher gegeben als bei Zeitstandversuchen.

Im schraffierten Bereich a) liegen die Härtewerte der MANET-Charge von Proben die bei 1075° gehärtet und anschließend im Bereich 600-775° zwischen 2-16 std angelassen worden waren. Im Parameterfeld 16,5-19 liegen die Werte deutlich über den Härtewerten von Proben der 1. und 2. K-Charge, die ebenfalls bei 1075° gehärtet und zwischen 400-750° und 2 bis 10⁴ std angelassen worden waren /9/.

Während der Bereich a die Anlaßwirkung auf gehärtete Proben veranschaulicht, zeigen die Bereiche b,c,d, wie die Härte von vergüteten Proben der drei Zustände

1075° 30' + 600°2h, (b)
1075° 30' + 700°2h, (c)
1075° 30' + 750°2h (d)

beeinflußt wird, wenn durch Prüftemperatur und Prüfzeit im Zeitstandversuch eine zusätzliche Anlaßwirkung auftritt. Hierzu wurde die Härte im Probenkopf von Zeitstandproben gemessen, die im Bereich 500-650°C mit Standzeiten zwischen 4 und 7600 std untersucht worden waren.

Anhand des im unteren Teil eingezeichneten Auflösungsnetzes läßt sich abschätzen, ab welcher T,t-Beanspruchung die ursprünglich eingestellte Vergütungshärte erniedrigt wird.

3.3 Umwandlungsverhalten

Für vergütungsfähige Stähle ist die Kenntnis des Umwandlungsverhaltens unerläßlich. Dargestellt wird das Umwandlungsverhalten in sog. ZTU-Schaubildern (Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild). Diese Schaubilder werden sowohl für isotherme als auch kontinuierliche Temperaturführung erstellt /10/. Für Härte- und Anlaßbehandlungen ist das kontinuierliche ZTU-Schaubild von

größerem praktischen Interesse. Durch Dilatometerversuche werden die α - γ -Umwandlungstemperaturen Ac_{1b} und Ac_{1e} in der Aufheizphase, die Martensitbildungstemperaturen M_s und M_f in der Abkühlphase und das Umwandlungsverhalten durch kontinuierlich gesteuerte Abkühlkurven erfaßt. Die Austenitierungstemperatur für die Abkühlkurven entspricht in der Regel der Härte-temperatur des jeweiligen Stahles, und aufgrund der Ergebnisse der Härteversuche ist als Austenitierungstemperatur 1075°C gewählt worden.

Die Umwandlungspunkte für MANET-1 ergaben sich wie folgt:

		Ac_{1b}	Ac_{1e}	M_s	M_f
Chg. 53645	(MANET-1)	790°C	870°C	310°C	155°C
Chg. 51482	(1. K-Charge)	780°C	905°C	365°C	165°C /9/
Chg. 53093	(2. K-Charge)	776°C	900°C		
Chg. 10045	(1.4914)	815°C	950°C	295°C	40°C

Das Umwandlungsverhalten ist im Bild 7 als ZTU-Schaubild wiedergegeben. Man erkennt zunächst, daß erst bei extrem langsamer Abkühlung eine Umwandlung in der Perlitstufe (P) einsetzt und bei 0.2°C/min sich 2% Perlit bilden. D.h., die Abkühlgeschwindigkeit ist für eine vollständige Martensitbildung (Härtung) unkritisch, so daß selbst bei Luftabkühlung dickere Querschnitte durchhärten, bzw. im Vakuum-Rezipient austenitisierte und abgekühlte Proben ($\approx \lambda$ 1-3) voll in der Martensitstufe umwandeln, wie die Härtewerte HV10 an der Grundlinie zeigen.

In dem Bild 8 sind 3 ZTU-Schaubilder einander gegenübergestellt, um zu demonstrieren, wie sich das Umwandlungsverhalten bei geringen Legierungsmodifikationen ändert. Das obere Schaubild der Charge 10045 gilt für den Stahltyp 1.4914 nach VDEh-Spezifikation, das mittlere für die PSB-Modifikation und das untere für die NET-Modifikation. Der Vergleich zeigt, daß die Umwandlung in der Perlitstufe durch die Modifikationen langsamer und bis 0.2°C/min. Abkühlgeschwindigkeit nur noch teilweise abläuft. Zudem wird die Perlitnase bei der NET-Charge deutlich zu längeren Zeiten verschoben. Die bei der Abkühlung aus dem Austenitgebiet einsetzende Karbidausscheidung ist qualitativ als schraffierter Keil dargestellt. Diese setzt bei der NET-Charge schon bei relativ rascher Abkühlung ($\lambda = 0.3$) ein. Luftabkühlung bzw. Abkühlung im Quarzrezipienten entspricht $\lambda = 1-3$ ($\lambda = 800-500^\circ\text{C}(\text{sec}) / 100$), so daß

das stärkere Auftreten von Karbiden im Gefüge der NET-Charge verständlich ist. Bei der VDEh- und PSB-Charge setzt diese Karbidausscheidung erst bei Abkühlgeschwindigkeiten $< 20^{\circ}\text{C}/\text{min}$. ein, also erst bei relativ langsamer Abkühlung.

3.4 Zugfestigkeitseigenschaften

Die Proben für Zugversuche wurden aus 13,5 mm-Plattenmaterial zunächst als 4kt-Rohlinge herausgearbeitet, die dann im Muffelofen gehärtet und angelassen wurden. Durch die nachfolgende allseitige Bearbeitung ist dadurch ausgeschlossen, daß die fertigen Proben durch die Oxidation und Entkohlung an der Oberfläche der Rohlinge beeinflußt sind. Für Zugversuche bei Raumtemperatur zum Einfluß der Anlaßtemperatur wurden Gewindekopfproben (M 5) mit einer Meßlänge von $\varnothing 3 \times 35$ mm (doxLo) gefertigt und für die Versuche zum Einfluß der Prüftemperatur Proben der Abmessung $\varnothing 5 \times 25$ mm (doxLo) mit M 8-Gewindeköpfen (Bild 15A + B).

Die Zugversuche wurden auf einer Maschine mit mechanisch gesteuertem Querschnitt durchgeführt. Das Kraft-Weg Diagramm wird über die Querschnittsbewegung und den Papiervorschub ($V = 20-50$ fach) aufgezeichnet.

3.4.1 Einfluß der Anlaßtemperatur

Im Bild 9 sind die Zugversuchsergebnisse von Proben eingezeichnet, die im Temperaturbereich von $200-800^{\circ}\text{C}$ -2h angelassen worden waren und bei RT geprüft wurden. Je Anlaßstufe wurden 2 Proben gefahren (siehe Tabelle 2). Verglichen werden die Ergebnisse mit denen der K-Charge, die im gleichen Anlaßbereich untersucht worden war /9/. Deutlich erkennbar ist bei den Zugfestigkeitswerten R_m das Sekundärmaximum im Anlaßtemperaturbereich $450-525^{\circ}\text{C}$, das sowohl bei der NET-Charge als auch bei der K-Charge mit einer deutlichen Zunahme der Gleichmaß-(Ag) und Bruchdehnung (A) gekoppelt ist. Die Streckgrenzenwerte $R_{p0,2}$ der NET-Charge liegen bei Anlaßtemperaturen $\geq 400^{\circ}\text{C}$ deutlich über den Werten der K-Charge. Bei Anlaßtemperaturen $> 550^{\circ}\text{C}$ liegen sowohl die R_m - als auch die $R_{p0,2}$ -Werte der NET-Charge deutlich über den Werten der K-Charge, bei vergleichbaren Gleichmaß- und Bruchdehnungswerten. Dies untermauert die Aussage, daß die NET-Charge anlaßbeständiger ist,

wie schon im Kapitel 3 bei den Härtewerten in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur gesagt wurde. Lediglich die Brucheinschnürungswerte liegen etwas niedriger, sind aber absolut mit 55-70% als hoch anzusehen.

3.4.2. Einfluß der Prüftemperatur

Der Einfluß der Prüftemperatur wurde im Temperaturbereich RT-700°C an Proben von drei Vergütungszuständen untersucht:

I=	1075°C 30' / L + 600°C 2h / L	(s. Tabelle 3)
II=	1075°C 30' / L + 700°C 2h / L	
III=	1075°C 30' / L + 750°C 2h / L	

Der Zustand II ist im Rahmen der PSB-Arbeiten an diesem Stahltyp als Referenzzustand ausgewiesen und somit ist eine direkte Vergleichbarkeit zu den Ergebnissen aus diesem Bereich gegeben. Der Zustand I mit der niedrigeren Anlaßtemperatur ist eine Option für höhere Festigkeit und der Zustand III eine Option für höhere Zähigkeitswerte.

Im Bild 10 sind in 4 Teildiagrammen die Zugversuchskennwerte in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Zugfestigkeitswerte R_m im Teilbild a zeigen mit steigender Anlaßtemperatur eine klare Abstufung zu niedrigerer Festigkeit, wie sie qualitativ in gleicher Weise bei der K-Charge /9/ beobachtet wird. Bei Raumtemperatur sind noch die Festigkeitswerte aus der Versuchsserie zum Einfluß der Anlaßtemperatur (Bild 9) eingezeichnet, die einerseits die RT-Werte dieser Serie bestätigen, andererseits aber auch Unterschiede aufzeigen, wie sie bei der Durchführung verschiedener Programmteile auftreten.

Die Abhängigkeit der Streckgrenzenwerte $R_{p0.2\%}$ und $R_{p1.0\%}$ (Teilbild b) zeigt qualitativ in gleicher Weise die Abstufung infolge unterschiedlicher Anlaßtemperatur und Abhängigkeit von der Prüftemperatur wie die Zugfestigkeitswerte. Die Duktilitätskennwerte Dehnung und Einschnürung (Teilbilder c + d) werden durch unterschiedliche Anlaßtemperaturen im Bereich 600-750°C nicht stark beeinflusst. Sowohl quantitativ als auch qualitativ (Abhängigkeit von der Prüftemperatur) entsprechen die Werte der NET-Charge denen der K-Charge /9/.

Ein Vergleich der Zugfestigkeitseigenschaften der NET-Charge im Vergütungszustand II (gehärtet + 700°C 2h angelassen) erfolgt im Bild 11 mit zwei SNR-

spezifizierten K-Chargen, einer VDEh-spezifizierten-Charge (11368) und einer Versuchscharge (C 833) ähnlicher chemischer Zusammensetzung. Im Spektrum der Zugfestigkeits- und Streckgrenzenwerte wird die NET-Charge lediglich von der VDEh-Charge 11368 übertroffen, die allerdings auch in der Wirksumme $C + N + B$ deutlich höher liegt. Dem stehen auch deutlich niedrigere Werte für Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung gegenüber.

Eine zusammenfassende Darstellung des Einflusses der Anlaß- und Prüftemperatur auf die Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze $R_{p0.2}$ für MANET-1 erfolgt in den beiden Raumdiagrammen 12 + 13 für die Härtetemperatur 1075°C .

Aus der jeweils rechten, senkrechten Diagrammfläche ergibt sich der Verlauf der Zugfestigkeit bzw. Streckgrenze bei RT als Einfluß der Anlaßtemperaturen von $400-750^\circ\text{C}$. Der Einfluß der Prüftemperatur ist ersichtlich, beispielsweise für die Zugfestigkeit in Bild 12, wenn man von der Vergütungsfestigkeit bei RT von $1110-930-830 \text{ N/mm}^2$ für $600-700-750^\circ\text{C}$ Anlaßtemperatur ausgeht. Deutlich ist die unterschiedlich starke Abnahme der Zugfestigkeit mit steigender Prüftemperatur ($300-700^\circ\text{C}$) erkennbar. Das gleiche gilt qualitativ für die Abhängigkeit der Streckgrenzenwerte im Bild 13.

3.5 Kerbschlagversuche

Ergebnisse von Kerbschlagversuchen liegen für den Zustand $1075^\circ\text{C } 30/\text{L} + 700^\circ\text{C } 2\text{h}/\text{L}$ mit ISO-V-Proben vor, die quer zur Walzrichtung aus dem 13.5 mm -Blech herausgearbeitet wurden. Diese Proben wurden im Temperaturbereich -80°C bis $+120^\circ\text{C}$ untersucht. Die daraus resultierende Av-T-Kurve ist im Bild 14 dargestellt. Die Bruchflächenbewertung führte zu einer FATT von $+16^\circ\text{C}$. (FATT = Fracture Appearance Transition Temperature = 50% kristalliner Bruchanteil). Dies entspricht auch in etwa dem Kriterium $Av_{\text{max.}} / 2$.

Im Bild 14 mit eingezeichnet sind noch die Ergebnisse von ISO-V-Längsproben, die der Hersteller Saarstahl im Rahmen der Chargenerprobung aus 4 kt- 30 mm -Material herausgearbeitet und im Bereich -20°C bis $+60^\circ\text{C}$ geprüft hat. Trotz etwas unterschiedlicher Vergütungsbehandlung und Probenlage sind die Av-T-Kurven fast deckungsgleich und die FATT liegt sogar deutlich höher bei $+27^\circ\text{C}$. Die bisherigen Ergebnisse an den K-Chargen ergaben in bezug auf den Steilabfall der Av-T-Kurve und für FATT deutlich niedrigere Temperaturen und

einen deutlichen Unterschied zwischen Längs- und Querproben /9,11/. Eine Verbesserung des Kerbschlagzähigkeitsverhaltens in dem Sinne, daß der Steilabfall in der Av-T-Kurve und FATT sich zu tieferen Temperaturen verschieben, scheint möglich, wenn ein Vergütungszustand mit 750°C Anlaßtemperatur gewählt wird. Dies zeigen ganz klar die Versuchsergebnisse an den K-Chargen, bei denen eine Erhöhung der Anlaßtemperatur von 600°C über 700°-750°C bis 780°C zu einer Abnahme von FATT und einer Verschiebung des Steilabfalles führte /9,11/ (s.a. Tab. 4).

Eine Erklärung für die Lage der Av-T-Kurve für Längs- und Querproben ergibt sich aus den Struktur- und Bruchflächenuntersuchungen von E. Materna-Morris /12/.

Wesentlich für das unterschiedliche Kerbschlagzähigkeitsverhalten von Längs- und Querproben ist der Schwefelgehalt und daraus resultierend eine zeilige Anordnung von MnS, wie Kalwa /13/ anhand mehrerer Stähle gezeigt hat. Selbst bei einem relativ niedrigen S-Gehalt von 0.004 % wie im Falle des 1.4914, erreicht die Quersähigkeit in der Hochlage $\approx 80\%$ der Längsähigkeit. Die gleiche Rolle als Reißinitiator beim transkristallinen Mischbruch (Steilabfall) spielen auch NbC und $M_{23}C_6$ -Karbide, wie sie beim 1.4914 auftreten.

Bei der NET-Charge werden nun, im Gegensatz zu den K-Chargen, keine MnS-Zeilen mehr gefunden, sondern nur noch relativ selten als kleine Kugeln. Dagegen wird Zr (C,N) gefunden, das in Form von einzelnen Würfeln oder Anhäufungen von Würfeln in den Waben der Kerbschlagprobenbrüche beobachtet wird. D.h., das Fehlen von MnS-Zeilen vermindert die Orientierungsabhängigkeit der Kerbschlagzähigkeitswerte, so daß die praktisch identischen Werte von Längs- und Querproben bei der NET-Charge verständlich sind. Zusätzlich allerdings wirken die Zr (C,N) Ausscheidungen verstärkt als Reißinitiator, was die Lage des Steilabfalles und die im Vergleich zu den K-Chargen relativ hohe FATT erklärt.

3.6 Zeitstandverhalten

3.6.1 Versuchsdurchführung

Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten wurde bei den Prüftemperaturen 500-550-600-650°C für die drei Vergütungszustände

$$I = 1075^{\circ}30'/L + 600^{\circ}2^h/L$$

$$II = 1075^{\circ}30'/L + 700^{\circ}2^h/L$$

$$III = 1075^{\circ}30'/L + 750^{\circ}2^h/L$$

bestimmt. Die unteren Prüftemperaturen decken den Bereich ab, der NET-relevant ist und mit den höheren Prüftemperaturen ist der direkte Vergleich zu den K-Chargen aus dem PSB-Programm möglich.

Für die Zeitstandversuche unter konstanter Last nach DIN 50 119 wurden Gewindekopfproben mit \varnothing 5 bzw. \varnothing 8 mm Durchmesser (d_0) verwendet (Bild 15, B+C). Im Vergütungszustand III wurden teilweise Proben gemäß Bild 15-D verwendet mit einem Meßlängenverhältnis von $d_0 \times L_0 = 4 \times 20$ mm, als Vergleichsversuche zu entsprechenden Proben im Pb/Li-Kreislauf.

Die Belastung der Proben erfolgt über ein Hebelgestänge (1:15) durch Gewichtsplatten. Als Heizquelle dient ein widerstandsbeheizter Ofen mit 3 separat regelbaren Heizzonen. In Verbindung mit 3 PID-Reglern und 3 Pt/Rh-Pt-Thermoelementen ist die Temperaturverteilung über die Probenlänge homogen und über die Versuchszeit beträgt die Schwankung $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Der Kriechverlauf wird mit doppelten induktiven Wegaufnehmern (2 μm) erfaßt und kontinuierlich registriert. Die so erfaßten Kriechkurven werden anschließend digitalisiert und weiter ausgewertet. Nicht in der Kriechkurve enthalten ist der Wert der Belastungsdehnung ε_0 . Bei Versuchsbeginn tritt in Abhängigkeit von der Versuchslast F ($F = \sigma_0 \cdot S_0$) eine Belastungsdehnung auf, die zunächst elastisch ist, sofern die Versuchsspannung σ_0 eindeutig kleiner als die jeweilige Warmstreckgrenze $R_{p0,2}$ ist. Für den vergütbaren Stahl 1.4914 ist die Situation im Bild 16 dargestellt. Der elastische Dehnbetrag ergibt sich theoretisch aus dem Hook'schen Gesetz $\varepsilon = \sigma/E$, was für den E-Modul-Bereich von 150-200 kN/mm² durch zwei Geraden dargestellt ist. Auf der Ordinate sind für die drei Vergütungszustände und für den Prüftemperaturbereich 500-650°C die Bereiche der Warmstreckgrenzenwerte angegeben. Man erkennt, daß bis 250 MPa die gemessenen Werte für die Belastungsdehnung im Rahmen einer normalen Streuung $\leq R_{p0,2}$ ist. Erst oberhalb 250 MPa wird die jeweilige Streckgrenze erreicht

bzw. überschritten, so daß auch ε_0 -Werte $\geq 0,2\%$ gemessen werden. Der jeweilige Wert ist in den Wertetabellen 5-7 separat aufgeführt. Bei der Bestimmung der Zeit-Dehngrenzen-Werte (0,1-10%) wird der Wert für ε_0 nicht berücksichtigt, d.h. diese Werte gelten nur für den reinen Kriechbetrag.

Die Primärdaten aller Versuche sind in den Wertetabellen 5-7 für die drei Vergütungszustände zusammengestellt. Einige Langzeitversuche sind noch im Gange.

3.6.2 Zeitstandfestigkeit und Zeit-Dehngrenzen

Die bisher erreichten Standzeitwerte sind im Bild 17, für jede Prüftemperatur in einem Teildiagramm, in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen. Dadurch ist bei jeder Prüftemperatur ein direkter Vergleich der drei untersuchten Vergütungszustände möglich. Bei 500°C Prüftemperatur ist deutlich der Unterschied in der Zeitstandfestigkeit zwischen den Anlaßtemperaturen 600° (⊙), 700° (Δ) und 750° (▣) erkennbar. Für einen ersten Vergleich sind noch die Zeitstandkurven von zwei Varianten dieses Stahltyps angegeben, die in /9/ ausführlich beschrieben wurden. Mit steigender Prüftemperatur ist die Abnahme der Zeitstandfestigkeit beim Zustand I mit 600° Anlaßtemperatur deutlich stärker, so daß bei $\geq 600^\circ$ Prüftemperatur und längeren Beanspruchungszeiten die Zeitstandkurve für den Zustand II mit 700° Anlaßtemperatur günstiger liegt. Dieser Befund deckt sich mit den Untersuchungsergebnissen der PSB-Charge 51482 und ist im T-Bereich 550-650°C bis 60 000 std experimentell belegt /9/.

Ein Einfluß der unterschiedlichen Probenformen besteht nicht, ebenso ist es unerheblich, ob vor der Vergütung noch bei 965-970° austenitisiert wurde.

Eine zusammenfassende Darstellung in Form einer Zeitstandhauptkurve für jeden Vergütungszustand erfolgt im Bild 18 mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters /8/. Dieser Parameter verknüpft Prüftemperatur und Standzeit in der Form $P = T_K (c + \log t_m)$, wobei c ein werkstoffabhängiger Wert ist, der anhand der experimentellen Daten für diesen Stahltyp mit 25 bestimmt wurde.

Im Vergleich zur PSB-Charge, die auf besseres Kerbschlagzähigkeitsverhalten hin ausgelegt wurde, liegen die Werte für die MANET-1-Charge bis zu $P = 25, 35$ ($\hat{=} 600^\circ\text{-}10^4$ std), deutlich höher.

Die Darstellung der Zeitstandfestigkeitskurven im Bild 17 zeigte, daß bei 600° und 650° Prüftemperatur die Kurven in der $\log \sigma$ - $\log t$ -Darstellung leicht s-förmig ausgebildet sind. Dies erklärt sich aus dem Verlauf der kontinuierlich registrierten Kriechkurven und soll anhand der halbschematischen Darstellung in Bild 19 näher erläutert werden. Bei den bisher durchgeführten Versuchen bei 500° und 550° ergeben sich Kriechkurven, die in der Darstellung ε - t weitgehend der klassischen Kriechkurve mit ausgeprägtem Primär-, Sekundär- und Tertiärbereich entsprechen (σ_2). Bei 600° Prüftemperatur und Standzeiten $< 10^3$ std ($\hat{=} \sigma_1, \sigma_2$) gilt diese Aussage ebenfalls. Bei Versuchen längerer Dauer ($\sigma_3 - \sigma_5$) tritt im Kriechverlauf ein Zeitraum mit einer deutlich sichtbaren Kriechgeschwindigkeitserhöhung auf, die in einen zweiten, stationären Kriechbereich übergeht. Fällt dieser Zeitraum des beschleunigten Kriechens in den tertiären Kriechabschnitt ($\hat{=} \sigma_2$), oder ist der zweite stationäre Kriechabschnitt ($\hat{=} \sigma_3$) nicht mehr sehr ausgeprägt, so ergibt sich eine deutlich kürzere Standzeit als erwartet und in der Darstellung $\log \sigma$ - $\log t$ zeigt die Zeitstandfestigkeitskurve eine deutliche Abknickung. Bei niedrigeren Spannungen ($\hat{=} \sigma_4, \sigma_5$) tritt der Bereich des beschleunigten Kriechens im gleichen Zeitraum auf, jedoch im ε -Umfang etwas kleiner, und es schließt sich wieder ein stationärer Kriechbereich an. Die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{pmin}$ in diesem 2. stationären Bereich ist in der Regel größer als im 1. Bereich. Die Standzeitwerte in diesem niedrigeren Spannungsbereich ordnen sich in der $\log \sigma$ - $\log t$ -Darstellung auf einer Zeitstandkurve mit einem weniger stark abfallenden Teil an als die Werte von σ_2 und σ_3 .

Vorab sei schon gesagt, daß die noch laufenden Strukturuntersuchungen zeigen, daß in diesem Zeitraum des beschleunigten Kriechens eine Karbidvergrößerung auftritt, die nach einem gewissen Zeitraum praktisch zum Stillstand kommt und somit auch das wieder fast stationäre Kriechen bei niedrigeren Spannungen aufgrund der neuen Struktur verständlich macht. Dieser Befund deckt sich mit den Ergebnissen von Egger u. M. /14/ an einem Nb-freien 12% Cr-Stahl, die diese Gefügeänderung als mikrostrukturelle Alterung bezeichnen. Verständlich ist auch, daß bei höheren Prüftemperaturen (650, 700°) dieser Effekt deutlich früher auftritt und bei 550° erst bei Zeiten, die experimentell noch nicht abgedeckt sind.

Die Darstellung im Bild 19 macht nun auch den etwas unkonventionellen Verlauf der Zeit-Dehngrenzen-Kurven in den Bildern 20-25 plausibel. Normalerweise bilden die Zeit-Dehngrenzenkurven für technisch relevante Kriechbeträge (z.B. 0,1-5%) eine mehr oder weniger parallele Kurvenschar zu der Zeitstandfestigkeitskurve in der $\log \sigma$ - $\log t$ -Darstellung, wie sie in den Bildern 21-25 für

500° und 550° Prüftemperatur wiedergegeben sind. Im Bild 20 entsprechen die experimentellen Daten für 600° Prüftemperatur den o.g. Ausführungen im Bild 19 dem Stand bis $\approx \sigma_2$. Die Werte für 650° im Bild 21 entsprechen dem Bereich bis σ_4 , wobei deutlich erkennbar ist, daß die Zeiten bis zum Erreichen von 1% Kriechdehnung bei 40 und 60 MPa kürzer sind als bei 80 MPa Versuchsspannung; entsprechend der Kreuzung von σ_3 und σ_2 in der ϵ -t-Darstellung in Bild 19. Bei der hohen Anlaßtemperatur von 750° (Zustand III) ist der s-förmige Verlauf nicht mehr so stark ausgeprägt (Bilder 24 und 25).

Analog der Larson-Miller-Darstellung für die Zeitstandfestigkeitskurve im Bild 18 sind im Bild 26 für die drei untersuchten Vergütungszustände die Kurven für 1% Kriechdehnung dargestellt. Im Vergleich zu den Ergebnissen von zwei Chargen aus dem PSB-Programm liegen die Werte der MANET-1-Charge bis zu $P = 24,5$ deutlich höher (bis 700° Anlaßtemperatur). Dieser P-Wert entspricht $\approx \cong 600^\circ \cdot 10^4$ std oder $\leq 550^\circ \cdot 10^5$ std.

3.6.3 Kriechverhalten

Wenn die Kriechkurven weitgehend der "klassischen" Kriechkurve mit ausgeprägtem primärem, sekundärem und tertiärem Kriechbereich entsprechen, so ist der Wert für die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{pmin}$ auch gleichbedeutend mit der Kriechgeschwindigkeit für einen größeren Zeitraum innerhalb der Gesamtstandzeit. In der doppellogarithmischen Auftragung $\dot{\epsilon}_{pmin} \rightarrow \sigma_0$ ordnen sich die Wertepaare auf einer Geraden ein, deren Neigung den Spannungsexponenten n nach dem Norton'schen Kriechansatz ergibt /15/. Nun ist die Spannungsabhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{pmin}$ bei einer Prüftemperatur nicht über den gesamten Spannungsbereich gleich, wie schon an einer Vielzahl von hochwarmfesten Stählen und Ni-Basis-Legierungen gezeigt wurde. Wenn z.B. durch entsprechende mechanische und/oder thermische Vorbehandlung ein sogenannter optimaler Zustand eingestellt wurde, kommt es bei den komplex aufgebauten technischen Legierungen mit abnehmender Versuchsspannung zu einer Abknickung in der Spannungsabhängigkeit zu höheren Kriechgeschwindigkeiten hin als es von der ursprünglichen Neigung im oberen Spannungsbereich zu erwarten gewesen wäre. Dies ist auch bei der Charge 51482 der Fall, die im Rahmen der PSB-Arbeiten im T-Bereich 500-700° über einen weiten Spannungsbereich bisher am intensivsten von allen Chargen des Stahltypes 1.4914 untersucht wurde /9/.

Im Bild 27 ist für die Charge 51482 die Spannungsabhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{pmin}$ mit Angabe der n-Werte dargestellt im Vergleich zu den bisher ermittelten Werten an Proben von MANET-1 und weiterer Chargen. Bei der Ermittlung und weiteren Verwertung der $\dot{\epsilon}_{pmin}$ -Werte von MANET-1 muß folgendes einschränkend bemerkt werden: Nach den Darlegungen im Kapitel 3.6.2 ist durch die zeitlich begrenzte starke Änderung im Kriechverlauf der stationäre Teil der Kurve, indem der Wert für $\dot{\epsilon}_{pmin}$ bestimmt wurde, nicht repräsentativ für den größeren Teil der Kriechkurve, wie z.B. beim "klassischen" Verlauf. Dies wird deutlich, wenn man sich den Kriechverlauf in Bild 19 von σ_4 und σ_5 noch einmal vergegenwärtigt. Deshalb ist auch verständlich, daß für MANET-1 lediglich für den Zustand gehärtet + 700° angelassen und die Prüftemperaturen 500-600° die Spannungsabhängigkeit für $\dot{\epsilon}_{pmin}$ und die daraus resultierenden Werte für den Spannungsexponenten n im Bild 27 eingezeichnet sind. In der nachfolgenden Tabelle sind die n-Werte mit den zugehörigen k-Werten zusammengestellt mit den Angaben des jeweiligen, experimentell abgedeckten Spannungsbereiches.

MANET-1 1075°30'/L + 700°2h/L

500°	n = 19,5	k = 1·10 ⁻⁵⁵	(σ_0 = 500-360 MPa)
550°	n = 17,5	k = 2·10 ⁻⁴⁸	(σ_0 = 350-260 MPa)
600°	n = 8,8	k = 1·10 ⁻²⁰	(σ_0 = 250-200 MPa)
600°	n = 5,1	k = 4·10 ⁻¹⁷	(σ_0 = 200-120 MPa)

Soweit von den beiden übrigen Zuständen mit 600° bzw. 750° Anlaßtemperatur bisher Wertepaare vorliegen, sind sie im Bild 28 mit den Werten vom 700° angelassenen Zustand und der Spannungsabhängigkeit der Charge 51482 dargestellt.

3.6.4 Duktilität und Bruchverhalten

Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung (A_U) Bruchschnürung (Z_U) sind im Bild 29 für die MANET-1-Charge in Abhängigkeit von der Standzeit dargestellt. Bei 500° und 550° Prüftemperatur liegen die Bruchdehnungswerte ziemlich standzeitunabhängig im Bereich von 20%. Die Werte sind auch weitgehend unab-

hängig vom Vorbehandlungszustand. Diese Befunde decken sich qualitativ mit den Ergebnissen der K-Chargen aus dem PSB-Programm, für die Werte von Versuchen mit maximal 34 000 std. Standzeit bisher vorliegen.

Bei 600° Prüftemperatur deutet sich mit zunehmender Standzeit eine Erhöhung der Bruchdehnungswerte an, die bei 650° deutlich ausgebildet ist, so daß bei Standzeiten $> 10^3$ std die Werte im Bereich von 50% liegen. Diese Erhöhung der Bruchdehnungswerte ist in erster Linie eine Folge der strukturellen Änderungen die zu dem unkonventionellen Kriechverhalten führten (s. Kapitel 3.6.2) und nur zum geringeren Teil auf die Anlaßwirkung der Prüftemperatur zurückzuführen.

Die Brucheinschnürungswerte Z_u sind bei diesem Stahltyp weitgehend unabhängig von der Standzeit, Prüftemperatur und Vorbehandlung und liegen allgemein im Bereich 80-90%. Diese Aussagen gelten qualitativ und z.T. quantitativ auch für die Versuche an MANET-1. Aus diesem Grund sind lediglich für den Zustand gehärtet und 700° angelassen die Werte für 500-650° Prüftemperatur in Abhängigkeit von der Standzeit im Teilbild e) dargestellt, um zu zeigen, wie die Gefügeänderung während der Zeitstandbeanspruchung bei 600/650° zu einer deutlichen Erhöhung der Z_u -Werte führt, während die Werte der 500/550° weitgehend standzeitunabhängig bleiben.

Die metallografische Nachuntersuchung der Zug- und Zeitstandproben ergab, daß alle Proben transkristallin brechen ohne nennenswerte Aufrisse in der Bruch- und Einschnürzone. Dieser Befund deckt sich mit den Ergebnissen von Proben der K-Chargen /9/, die in wesentlich größerem Umfang metallografisch nachuntersucht worden waren.

Von der MANET-1-Charge sind von allen drei Vorbehandlungszuständen jeweils die Proben mit der kürzesten und längsten bisher erreichten Standzeit von jeder Prüftemperatur untersucht worden. Bei 500° und 550° Prüftemperatur brechen die Proben der Vorbehandlungszustände I und II (600° bzw. 700° angelassen) rein transkristallin, ohne daß lichtmikroskopisch Anrisse in der Bruchzone zu erkennen sind. Bei 600° und 650° Prüftemperatur und beim Zustand III (750° angelassen) bei 500°-650° Prüftemperatur werden in der Einschnürzone zusätzlich Anrisse beobachtet. Als Beispiel sind in den Bildtafeln 30 und 31 die Bruchzonen von Proben mit den jeweils maximalen Standzeiten dargestellt.

Gefügebildungen vom Probenkopf, der ja nur thermisch belastet wird, zeigen, inwieweit sich das martensitische Vergütungsgefüge im Laufe der Zustandsbeanspruchung ändert. Vergleicht man Bild 2c-e mit Bild 32a-c, so erkennt man, daß bei lichtmikroskopischer Betrachtung sich die ursprüngliche Gefügestruktur nicht wesentlich geändert hat, obwohl die Härtewerte zeigen, daß die Vergütungshärte deutlich abgenommen hat infolge der zusätzlichen Anlaßwirkung von Prüftemperatur und -zeit.

Für die Durchführung der metallografischen Arbeiten sei an dieser Stelle den Herren Graf und Zimmermann, für die umfangreichen Härtemessungen Frl. Zinser und für die Betreuung der Zeitstandversuche Herrn Falkenstein gedankt.

4. Literatur

- /1/ J.Z. Briggs, T.D. Parker
"The Super 12%-Cr-Steels"
Climax Molybdenum Company, New York 1965.
- /2/ W. Wesseling
"Wärmebehandlung und mechanische Eigenschaften der hochwarmfesten Vergütungsstähle mit 12% Cr"
Sie und Wir, Siegen, Bd. 17/1976 S. 4-14.
- /3/ 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.
- /4/ 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.
- /5/ 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.
- /6/ R.R. Solano
"Materiales de primera pared en reactores de fusion por confinamiento magnetico"
Energia Nuclear-España 29 (157) Sept./Okt. 1985.
- /7/ K. Ehrlich, D. Munz, K. Anderko
"Metallische Strukturwerkstoffe als Erste-Wandmaterialien"
Jahrestagung Kerntechnik Karlsruhe, 2.-4.6.1987
Fachsitzung Materialien für Kernfusionsanlagen, Seite 24
- /8/ F.R. Larson, J. Miller
"A time-temperature relationship for rupture and creep stresses"
Trans. ASME 74 (1952) 765/75.

- /9/ 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.
- /10/ F. Wever et al
"Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Teil I und II"
VDEh-Düsseldorf 1954/56.
- /11/ M. Schirra
"Untersuchungen zum Kerbschlagzähigkeits-, Zugfestigkeits- und Zeitstandverhalten des martensitischen 12% Cr-Stahles 1.4914 im Hinblick auf seine Verwendung als BE-Kastenwerkstoff."
Jahrestagung Kerntechnik, Travemünde, Mai 1988, Beitrag 509, S. 445
- /12/ E. Materna-Morris, M. Schirra, K. Ehrlich
"Das Bruchverhalten von Kerbschlagproben an Varianten des X18CrMoVNb 12 1".
DVM, 13. Vortragsveranstaltung des Arbeitskreises "Rastermikroskopie in der Materialprüfung" 18.-20.4.1988, München.
- /13/ G. Kalwa
"Entwicklungstendenzen der warmfesten Stähle für nahtlose Rohre im Kraftwerksbau".
VGB-Kraftwerkstechnik 63, Heft 4, April 83, S. 356-365.
- /14/ G. Egger, B. Ilshner, P. Schepp, R. Zohner
"Kurzzeit-Kriechverhalten des warmfesten Stahles X20CrMoV 121 bei 500-650°C".
Material und Technik 1986, Nr. 4, S. 187-195
- /15/ F.H. Norton
"The creep of steel at high temperatures".
Mc Graw Hill Publishing Co Ltd., 1929

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung RNO-D (1.4914)

	Spezifikation NET	NET-Charge MANET-1 53645		1. K-CHARGE 51482		2. K-Charge 53093		Spezifikation SNR
		a	b	a	b	a	b	
C	0.12	0.13	0.146 0.1385*	0.17	0.17	0.18	0.174	0.16-0.18
Si	0.30-0.40	0.37	0.35 0.365*	0.31	0.34	0.30	0.29	0.25-0.35
Mn	0.80-1.20	0.82	0.76	0.64	0.54	0.55	0.46	0.60-0.80
P	max. 0.005	0.005	0.003	0.005	--	0.004	0.002	max. 0.008
S	max. 0.004	0.004	0.005	0.005	--	0.0035	0.005	max. 0.008
Cr	10.2-10.8	10.6	10.85	10.45	10.6	10.3	10.7	10.2-10.7
Ni	0.75-0.95	0.87	0.97	0.87	0.82	0.90	0.98	0.75-0.95
Mo	0.65-0.85	0.77	0.79	0.56	0.49	0.58	0.55	0.45-0.65
V	0.15-0.25	0.22	0.20	0.25	0.24	0.26	0.24	0.20-0.30
Nb	0.10-0.20	0.16	0.153	0.20	0.19	0.20	0.17	0.10-0.20
Al	0.04-0.06	0.054		0.046	0.05	0.060	0.073	0.03-0.10
B	0.007-0.009	0.0085		0.0020	0.0024	0.0030	0.0036	max. 0.0015
N	0.02-0.04	0.02	0.0205*	0.003	0.003	0.004	0.004	max. 0.010
Co	max. 0.02	0.01	0.001	0.018	0.015	<0.02		max. 0.02
Cu	max. 0.02	0.015	0.005	0.010	--	0.005		max. 0.01
Ti			0.007					
Zr	0.08-0.10	0.053						

a.) Werkanalyse
 b.) IMF-Analyse
 *) naß-chemisch

Tabelle 2: Zugversuchsergebnisse
Einfluß der Anlaßtemperatur
Prüftemperatur: RT
Probe $\varnothing 3 \times 35$ mm (do \times Lo)
gehärtet: 1075°C 30'/L

Pr.-Nr.	Zustand gehärtet	R _m N/mm ²	R _{p0.2} N/mm ²	R _{p1.0} N/mm ²	A %	Ag %	Z %
17	-"-	1369	999	1251	8,6	5,1	55,2
18	-"-	1365	999	1254	10,0	6,1	55,0
19	+ 200°2 ^h /L	1363	1062	1265	8,9	5,4	59,7
20	-"-	1368	1022	1263	9,7	5,7	55,0
21	+ 300°2 ^h /L	1336	1068	1272	8,3	4,3	61,5
22	-"-	1340	1098	1284	8,3	4,3	61,5
1	+ 400°2 ^h /L	1350	1171	1297	9,7	5,5	53,3
2	-"-	1369	1199	1307	10,0	5,8	55,8
3	+ 450°2 ^h /L	1407	1213	1323	13,9	8,9	59,2
4	-"-	1395	1216	1318	12,3	8,6	59,2
5	+ 500°2 ^h /L	1472	1205	1371	11,1	6,3	55,5
6	-"-	1469	1140	1297	11,1	6,7	55,8
7	+ 550°2 ^h /L	1361	1224	1328	8,9	4,4	55,3
8	-"-	1360	1172	1311	10,0	5,1	59,8
9	+ 600°2 ^h /L	1101	915	1037	10,6	4,8	59,7
10	-"-	1080	908	1017	10,5	4,6	63,6
11	+ 650°2 ^h /L	985	838	908	11,4	6,6	55,6
12	-"-	982	833	905	12,0	7,1	58,0
13	+ 700°2 ^h /L	926	797	844	12,7	7,4	65,9
14	-"-	933	790	855	11,1	6,7	61,7
15	+ 750°2 ^h /L	821	677	726	12,6	7,9	71,2
16	-"-	809	647	708	12,6	7,7	66,4
23	+ 800°2 ^h /L	821	662	755	14,4	8,0	67,7
24	-"-	816	664	749	12,4	6,3	67,2

V_M = 0.5 mm/min.

$\epsilon_0 = 2.4 \times 10^{-4}$ 1/s

KfK 4561
Schirra

**Tabelle 3: Zugversuchsergebnisse
Einfluß der Prüftemperatur
Probe $\varnothing 5 \times 25$ mm ($d_0 \times L_0$)**

Zustand	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0.2} N/mm ²	R _{p1.0} N/mm ²	A %	Ag %	Z %
1075°C30'/L + 600°2 ^h /L Bez. 21	R.T.	1139	1027	1100	14,4	4,4	61,3
	300	936	835	908	12,6	2,9	60,0
	400	893	833	882	15,0	3,0	67,5
	500	756	723	756	17,0	1,5	74,9
	600	451	433	451	25,0	1,4	83,1
	700	251	243	250	30,0	1,2	90,3
1075°C30'/L + 700°2 ^h /L Bez. 22	R.T.	923	812	869	19,3	5,5	66,1
	300	800	700	761	13,6	3,7	68,2
	400	736	666	718	16,0	3,7	67,2
	500	588	567	587	24,0	2,0	79,7
	600	400	383	400	33,0	1,6	89,7
	700	227	218	227	32,3	1,4	87,7
1075°C30'/L + 750°2 ^h /L Bez. 23	R.T.	856	728	788	18,4	6,2	67,2
	300	728	617	679	15,6	4,3	65,0
	400	658	575	629	16,8	4,4	69,6
	500	546	512	546	26,0	2,3	83,0
	600	342	325	342	35,2	1,9	88,3
	700	195	185	195	35,2	1,9	91,0

$$V_M = 0.5 \text{ mm/min.}$$

$$\epsilon_0 = 2.4 \times 10^{-4} \text{ l/s}$$

KfK 4561
Schirra

Tabelle 4: 1.4914 NET-Charge 53645 (MANET 1) Kerbschlagversuche (DIN 50115)

Probe: ISO-V

Zustand Probenlage	Prüftemp. °C	Schlagarbeit Joule	kristalliner Fleck %	FATT °C	Zustand Probenlage	Prüftemp. °C	Schlagarbeit Joule	kristalliner Fleck %	FATT °C				
1075°C 30'/L + 700°C 2h/L Quer (aus 13,5 mm Blech) Saarstahl (Schirra)	-20	33 35	80 85	+ 16	1075°C 30'/L + 700°C 2h/L Längs (aus 4 kt 30 mm) Saarstahl	-20	32 30	90 90	+ 27				
	+ 0	44	70			+ 0	40 30	80 85					
	RT	74 63	45 45			RT	57 52	60 65					
	+ 30	67 70	45 40			+ 40	85 104	30 35					
	+ 40	91 95	20 20			+ 60	130 114	0 15					
	+ 60	126	0										
	Quer (aus 13,5 mm Blech) IMF II (Schäfer)	- 80	23					1075°C/L + 600°C 2h/L + 700°C 2h/L + 750°C 2h/L		RT	17 34 38		
		- 60	21										
		- 40	18					1075°C/Öl + 600°C 2h/L + 700°C 2h/L + 750°C 2h/L		RT	27 36 53		
		- 20	41										
± 0		18											
+ 40		108			1075°C/W + 600°C 2h/L + 700°C 2h/L + 750°C 2h/L	RT	16 34 43						
+ 60		134											
+ 80		132											
+ 120	145			IMF II (Pierantoni)									

Tabelle 5: Zeitstandversuche

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	°C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h	Probenform do x lo	A_{σ} %	Z_{σ} %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
RNO-D	3177	500	460	652	0,28	1	13	150	370	557	646	5 x 25	19,2	74,9	19,5
53 645	3146		420	2051	0,24	2,5	26	276	756	1378	2007	"	20,0	78,7	10,8
1075°30'/L	3158		360		0,20	8	75	560	2540			"			
+ 600°2h/L															
	3083	550	400	48	0,28	0,25	1	6	16,5	32	46	8 x 50	17,0	76,3	442
	3089		350	349	0,25	0,5	2,7	24	96	228	333	"	19,0	77,5	58
	3117		320	1132	0,18	0,5	4	59	340	803	1096	"	21,4	80,9	15
	3084	600	350	5,5	0,3	--	--	0,5	1,5	3,3	--	8 x 50	14,2	61,1	4960
	3095		300	40	0,3	0,1	0,3	2,6	10,3	24	37	"	19,4	78,6	603
	3096		250	234	0,18	0,25	1,4	16	87	169	222	"	21,4	78,7	64
	3109		200	556	0,14	0,5	3	110	319	458	546	"	16,4	76,3	17
	3142		160	750	0,12	3	35	310	488	610	710	5 x 25	30,8	86,9	8,0
	3100	650	250	5	0,28	--	0,1	0,3	1,8	3,4	4,7	8 x 50	18,8	83,0	4267
	3101		150	128	0,2	1,5	10	52	82	104	122	"	25,0	86,0	56
	3113		80	389	0,02	93	158	211	245	289	362	"	33,4	89,4	7,3
ZSV	2037		60	875	0,08	25	83	128	151	205	536	5 x 25	45,2	91,6	13-84
ZSV	2038		40	5827	0,06	17	63	95	210	1360	4220	"	46,8	86,3	6,5-13

Tabelle 6: Zeitstandversuche

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	°C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h	Probenform do x lo	A_{\perp} %	Z_u %	$C_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
RNO-D	3133	500	500	4	1,2	--	0,1	0,4	1	3,3	--	5 x 25	22,4	72,8	7853
53 645	3134	"	460	26	0,36	0,15	0,4	1,9	5,4	12	22	"	22,4	72,8	1394
1075°30'/L	3135	"	420	176	0,36	0,1	0,6	7,5	38	99	165	"	19,6	74,9	123
+ 700°2h/L	3137	"	390	1249	0,24	"	4	55	293	791	1212	"	20,0	78,8	19
	3153	"	360	3088	0,20	1	6	175	870	2160	3018	"	18,4	78,7	6,4
ZSV	2049	"	340		0,20	1	9	405	2400	4920					
	3080	550	350	47	0,3	0,1	0,4	2,4	9,1	24	43	8 x 50	18,6	77,4	660
	3132	"	320	270	0,22	0,25	1	14	62	122	249	5 x 25	24,8	85,1	96
	3036	"	300	938	0,3	0,25	3	69	305	640	891	8 x 50	22,8	78,6	21
	3103	"	260	3507	0,18	0,75	20	540	1800	2935	3490	"	15,0	79,7	3,5
	3081	600	250	137	0,2	0,1	1,3	13	42	82	123	"	29,8	83,1	170
	3037	"	200	584	0,16	1,5	13	135	308	453	560	"	21,0	85,9	22
	3039	"	160	1086	0,13	8	84	458	714	895	1034	"	26,2	86,1	7
	3143	"	140	1021	0,08	15	140	476	672	827	958	5 x 25	44,8	86,3	7,3
	3176	"	120	1974	0,10	160	680	1235	1498	1707	1896	"	32,0	89,7	1,7
ZSV	1954	650	120	163	0,14	42	66	100	123	142	158	8 x 50	22,8	88,6	2,1-30
ZSV	2047	"	100	116	0,12	0,5	13	50	73	87	100	5 x 25	52,8	92,1	69
ZSV	1964	"	80	533	0,06	22	119	218	268	316	423	8 x 50	32,0	89,3	9,6
ZSV	2036	"	60	1101	0,08	1	20	125	159	261	727	5 x 25	39,6	91,0	16-56
	3014	"	50	3378	0,05	95	186	255	396	1175	2590	8 x 50	43,0	88,6	10,6-11,9
	3088	"	40	7631	0,05	118	173	248	835	3070	5980	"	50,4	80,9	4,3-6,7

Tabelle 7: Zeitstandversuche

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	°C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$\epsilon_{f0,1\%}$ h	$\epsilon_{f0,2\%}$ h	$\epsilon_{f0,5\%}$ h	$\epsilon_{f1\%}$ h	$\epsilon_{f2\%}$ h	$\epsilon_{f5\%}$ h	Probenform do x lo	A_{11} %	Z_{11} %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
RNO-D	3136	500	420	17	0,32	0,1	0,3	1,2	3,3	7,3	13,4	5 x 25	26,8	76,9	2268
53 645	3157		350	296	0,20	0,5	2	13	47	126	252	"	25,2	80,6	125
1075°30'/L	3178		300	1492	0,12	1	7	67	265	697	1335	"	24,0	82,3	23
+ 750°2h/L															
	3082	550	300	69	0,26	0,1	0,4	2,4	8,6	25	55	8 x 50	21,6	78,7	612
	3213		260	987	0,35	1	4,5	25	102	350	832	4 x 20	29,5	83,9	38
	3207		220		0,10	3	22	315	1060			5 x 25			
	3145	600	200	188	0,20	0,1	1	14	50	104	165	5 x 25	30,4	88,4	140
	3155		180	404	0,14	2,8	19	70	149	250	363	8 x 50	23,2	84,0	55
	3203		150	677	0,28	0,3	1	18	75	230	531	4 x 20	30,0	87,7	56
	3090		120	1144	0,16	10	87	331	536	745	1002	8 x 50	24,2	86,9	11
	3110		100	1743	0,06	35	183	461	682	935	1292	"	46,0	90,2	6,2
	3211		80		0,05	44	279	760	1164			4 x 20			
	3154		60		0,04	55	350	710	1170	5200		5 x 25			
	3219	650	90	201	0,08	3,5	15	51	93	130	175	4 x 20	32,0	89,4	100
	3099		70	325	0,08	11	33	65	88	121	206	8 x 50	53,8	92,4	21
ZSV	2039		60	716	0,10	8	45	95	128	203	472	5 x 25	48,0	87,0	36-96
	3122		40	6500	0,02	83	124	505	2370	4500	6125	8 x 50	29,8	86,0	2,6

RNO-D (1.4914)
Charge 53645 (MANET-1)

a)



∅ 105mm Stab

Anlieferzustand

55859

x500

b)



∅ 105mm Stab

1075° 30min V/V

Korngröße

10-25 μm

≅ ASTM 8-10

55862

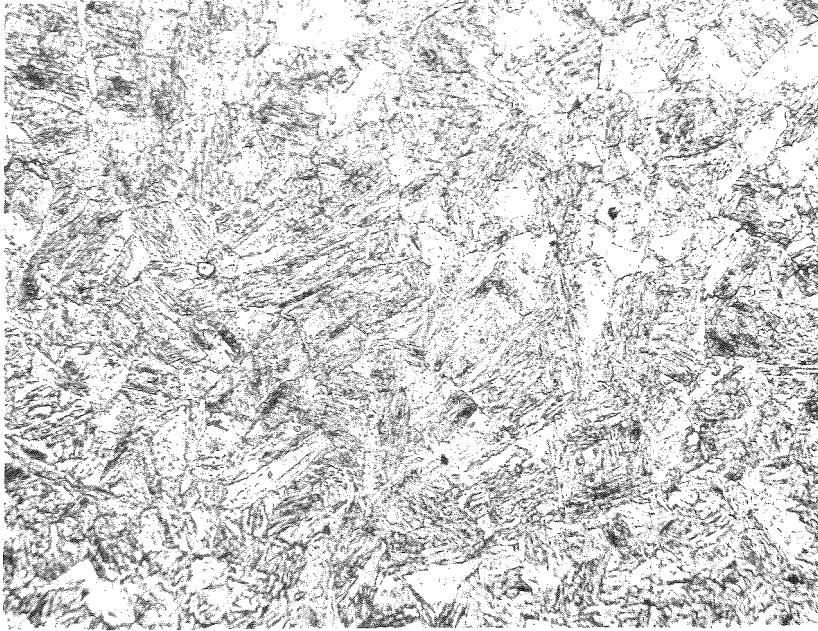
HV30=401-406

x500

RNO-D (1.4914)

Charge 53645 (MANET-1)

a)



∅6mm Stab

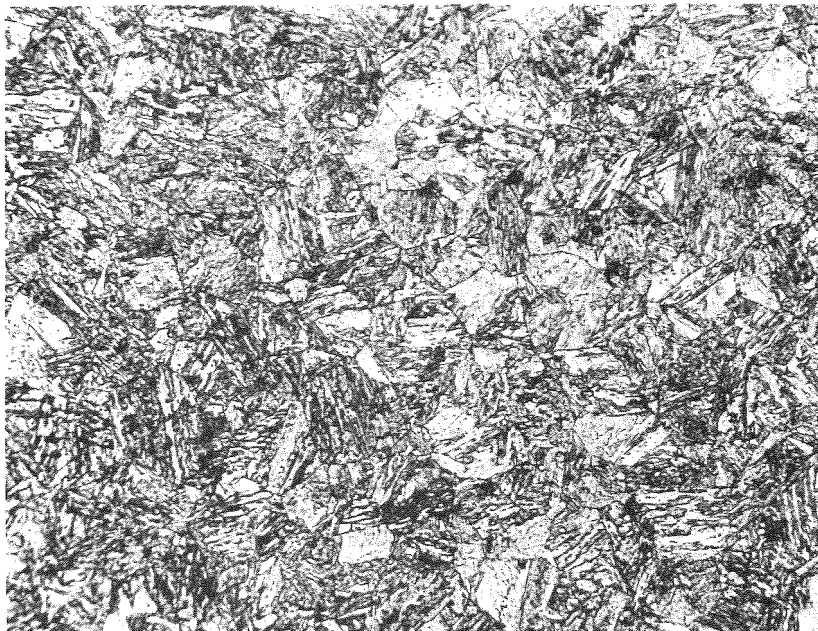
1075°30min V/V

57913

HV30=406-418

x500

b)



∅6mm Stab

965°2^hV/V

+1075°30min V/V

57914

HV30=406-418

x500

Bild 2 c-e

RNO-D (1.4914)

Chg. 53645 (MANET-1)

c)



∅ 105mm Stab

1075° 30min V/V

+600° 2^h/L

55866

HV₃₀=341-348

x500

d)



1075° 30min V/V

+700° 2^h/L

55867

HV₃₀=284-287

x500

e)



1075° 30min V/V

+750° 2^h/L

55868

HV₃₀=266-269

x500

RNO-D (1.4914) Chg. 53645 (NET)

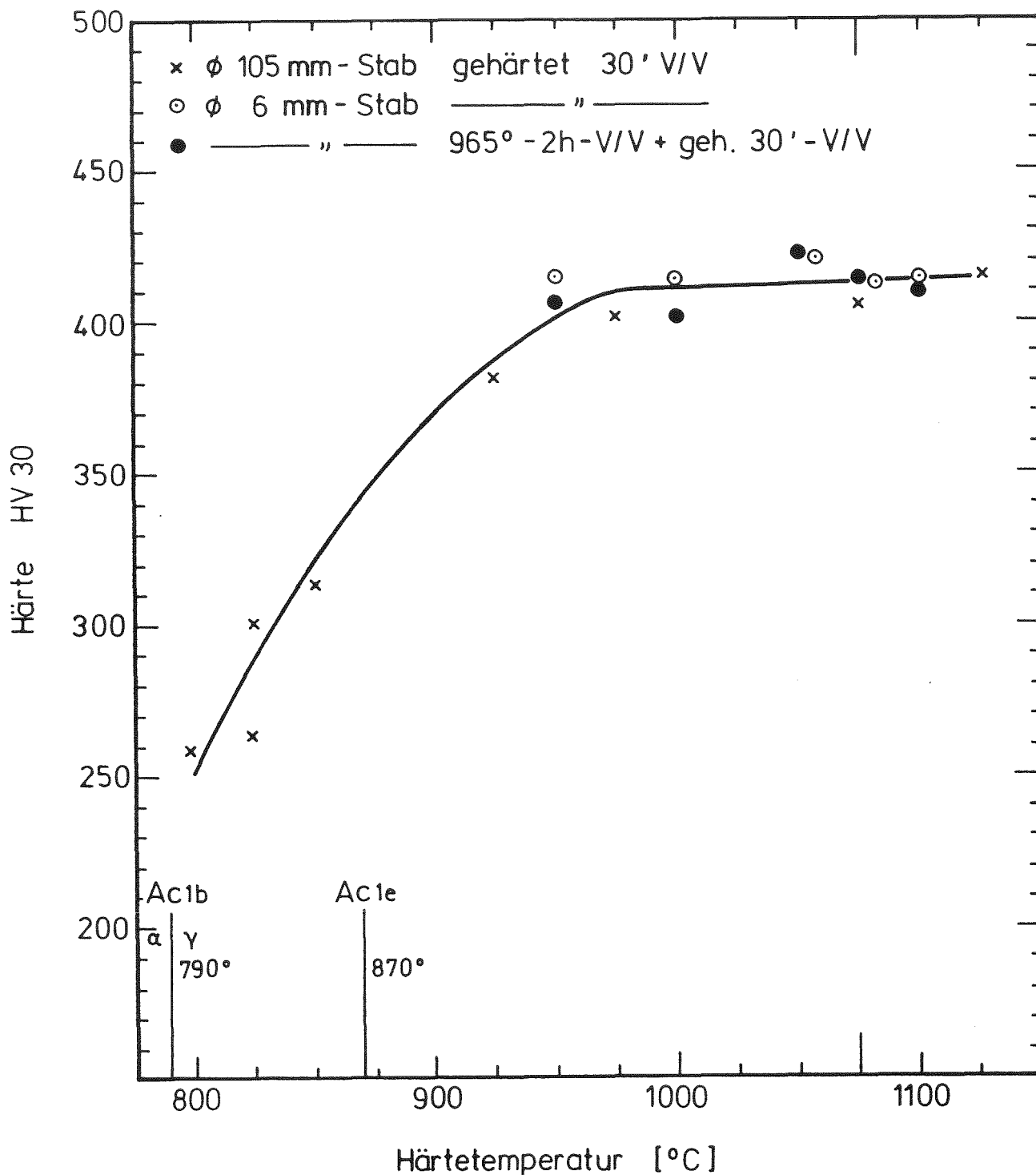


Bild 3: Härte in Abhängigkeit von der Härte -
temperatur

RNO-D (1.4914)

Chg. 51482 ○ I K1

53093 ● K2

53645 △ II MANET-1

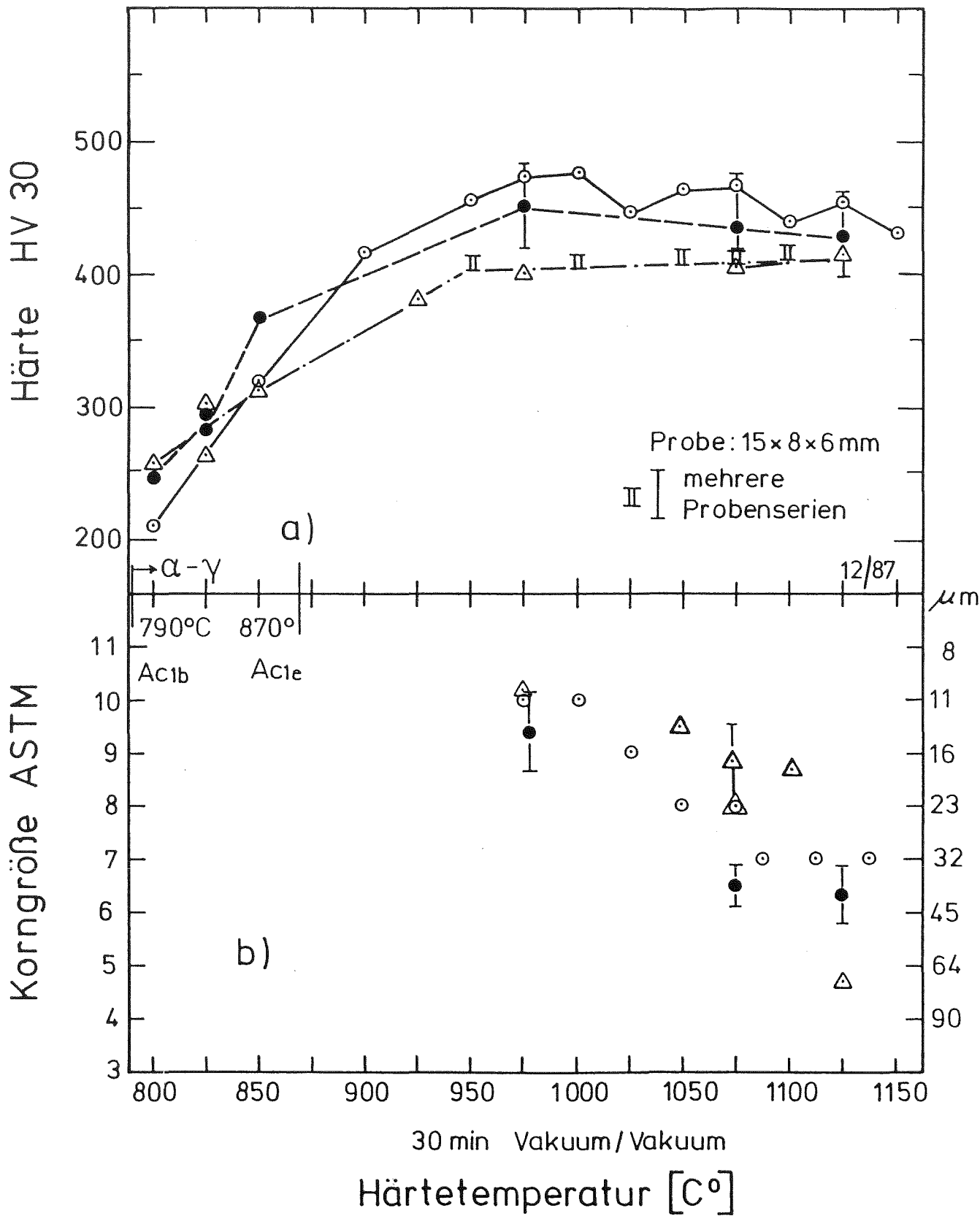


Bild 4:

Härte - Diagramm

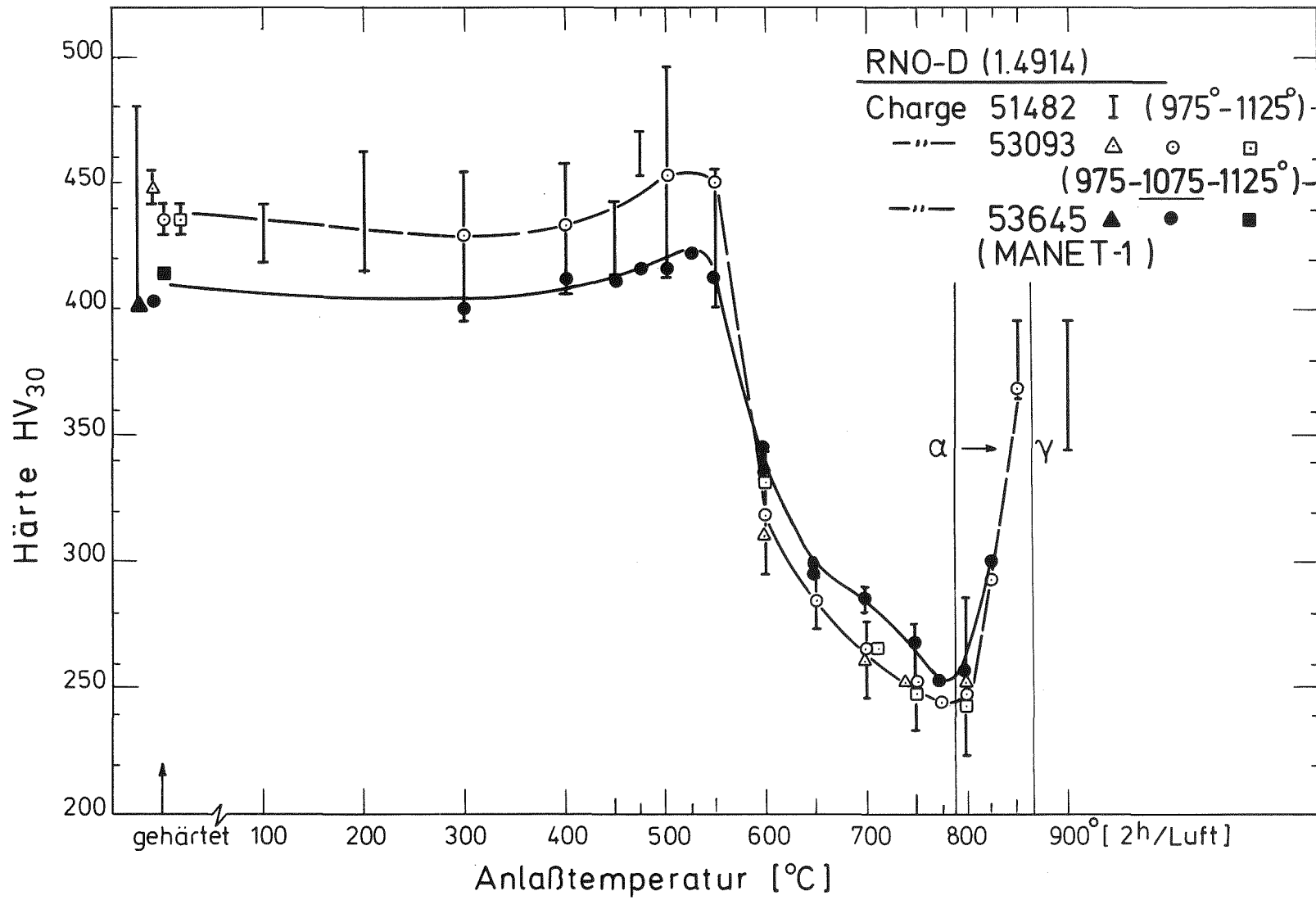


Bild 5 : Vergütungs - Diagramm

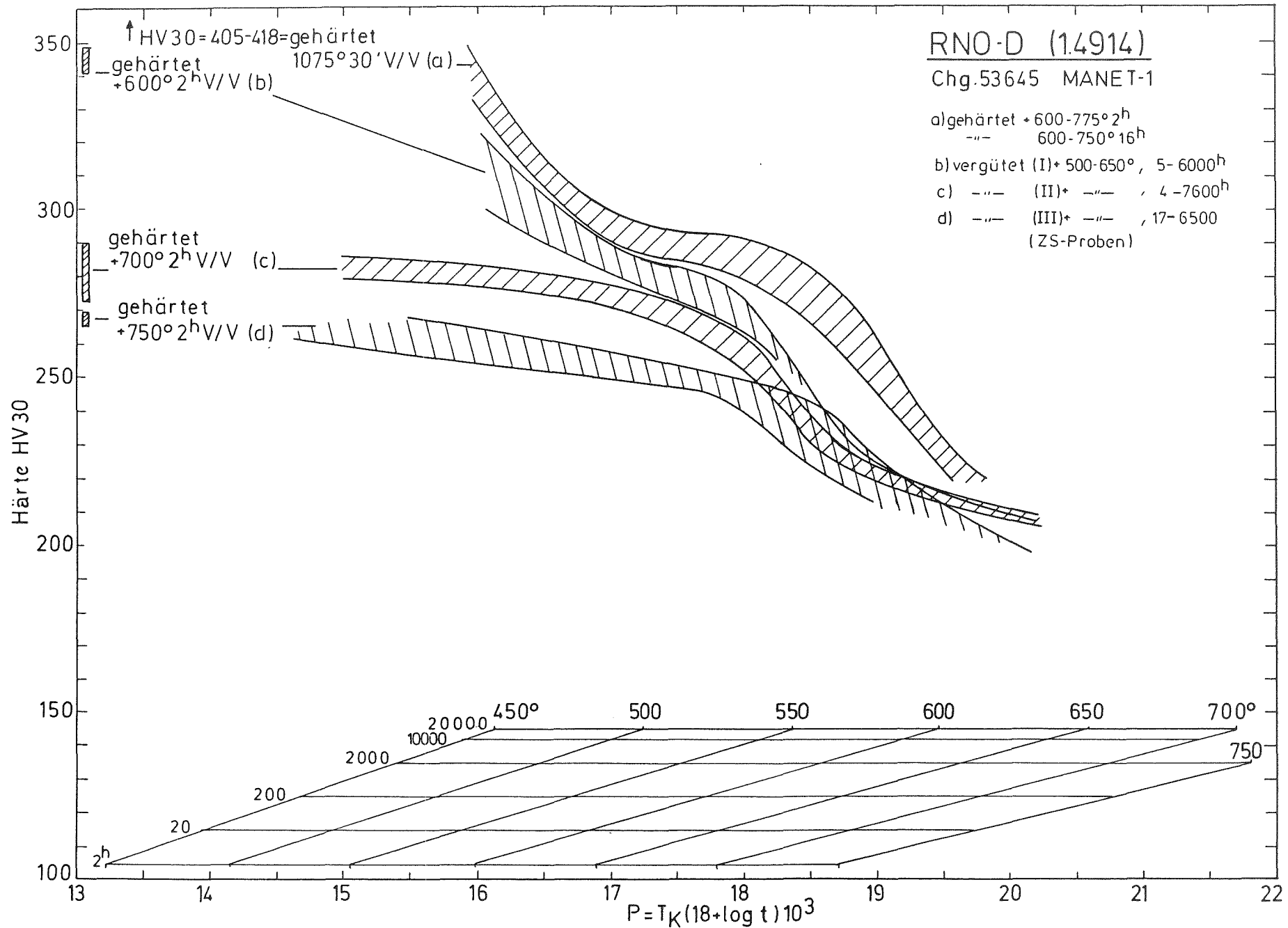
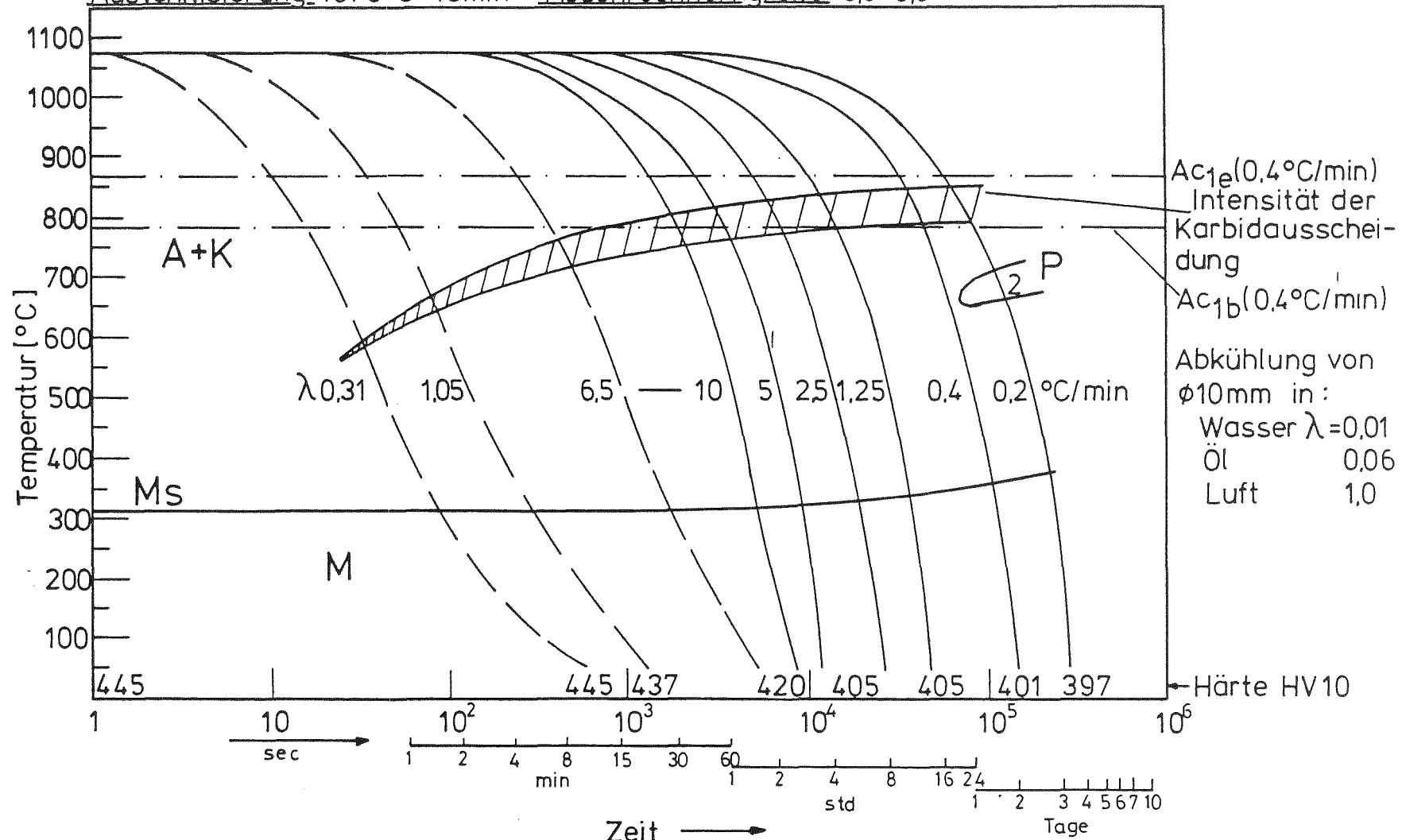


Bild 6 : Anlaß-Hauptkurven

Austenitisierung: 1075°C-15min Abschreckkorngröße: 8,5-9,5



Ac_{1e}(0,4°C/min)
 Intensität der
 Karbidausschei-
 dung
 Ac_{1b}(0,4°C/min)
 Abkühlung von
 ø10mm in:
 Wasser λ=0,01
 Öl 0,06
 Luft 1,0

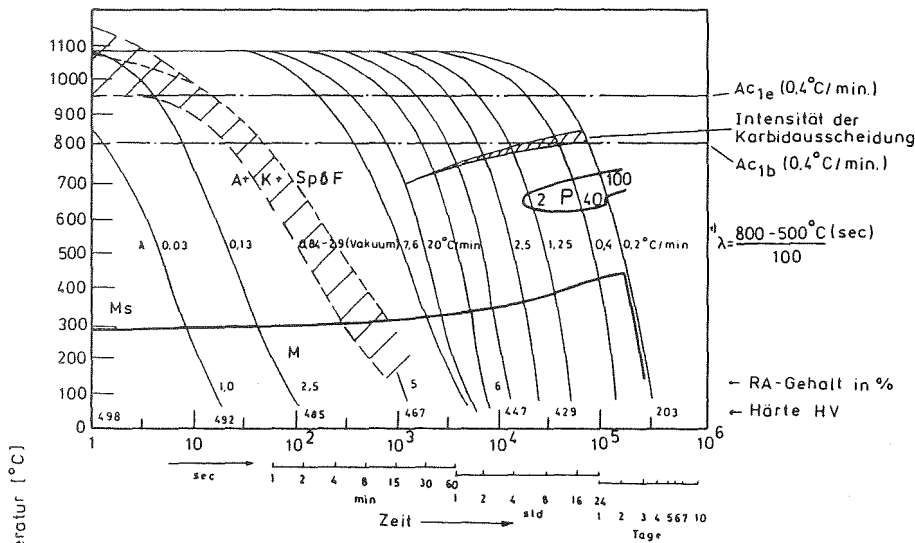
A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung
 P= " der Perlitbildung
 M= " der Martensitbildung
 2=Gefügeanteile in %
 0,31-6,5=Abkühlungsparameter λ

Bild 7: Kontinuierliches ZTU-Schaubild

RN0D (1.4914)

Chg. 10045

Austenitisierung: 1080°C - 20 min Abschreckkorngröße: 6 - 7



1.4914

(VDEh-Spezifikation)

N=200ppm

C=0,17%

Cr=11,3%

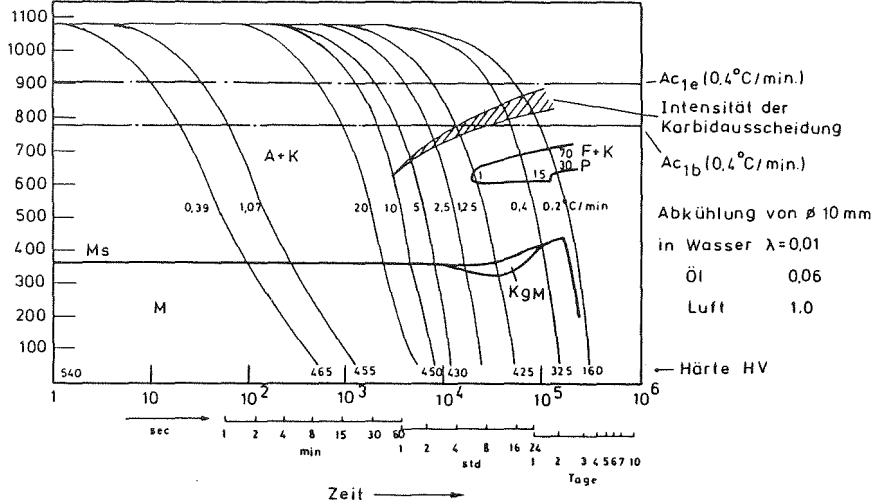
Ac_{1b}=815°C

Ac_{1e}=950°C

Ms = 295°C

Chg. 51482

Austenitisierung: 1075°C - 20 min Abschreckkorngröße: 9 < 10, vereinzelt 7 + 8



1.4914 1.K-Charge

(SNR-Spezifikation)

N= 30ppm

C=0,17%

Cr=10,6%

Ac_{1b}=780°C

Ac_{1e}=905°C

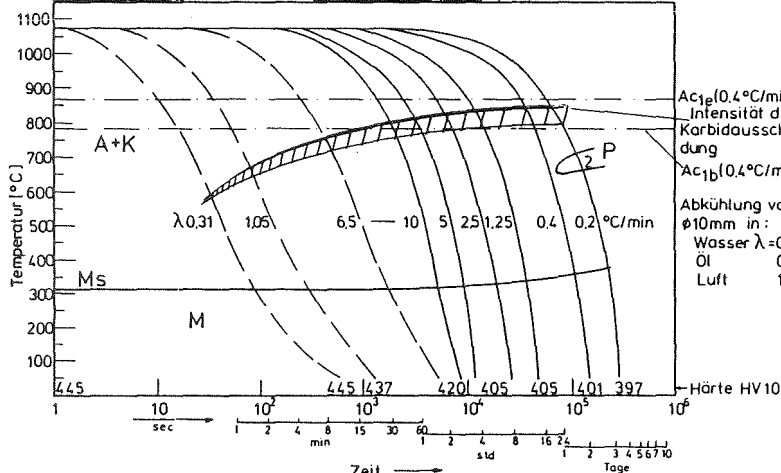
Ms = 365°C

A+K=Bereich des Austenits u. Karbids

KgM=Korngrenzenmartensit

Chg. 53645 (MANET-1)

Austenitisierung: 1075°C - 15 min Abschreckkorngröße: 8,5 - 9,5



1.4914 Chg. MANET-1

(NET-Spezifikation)

N=200ppm

C=0,13% +Zr

Cr=10,6%

Ac_{1b}=730°C

Ac_{1e}=870°C

Ms = 310°C

A+K=Bereich des Austenits u. Karbids
 F+K= " der Ferrit-u. Karbidbildung
 P= " der Perlitbildung
 M= " der Martensitbildung
 2=Gefügeanteile in %
 0,31-6,5=Abkühlungsparameter λ

Bild 8: Kontinuierliche ZTU-Schaubilder

RNO-D (1.4914) Chg. 53645 (MANET-1)

gehärtet 1075° -30'/L

Prüftemperatur: RT

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

$V_M = 0,5\text{mm/min}$

- Zugfestigkeit R_m
- 0,2 - Grenze $R_{p0,2}$

- △ Brucheinschnürung Z
- Bruchdehnung A
- ⊗ Gleichmaßdehnung A_g

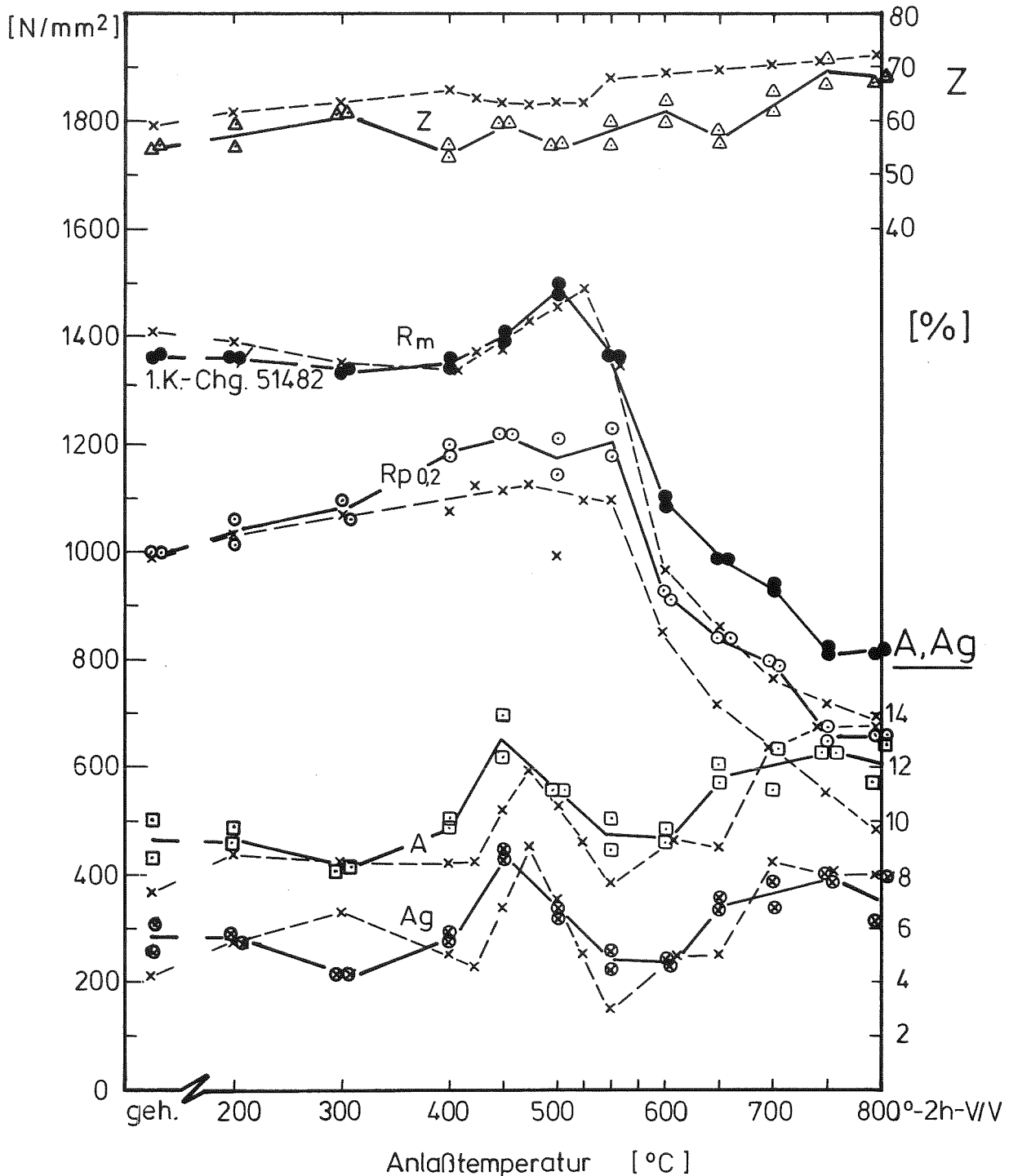


Bild 9: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur

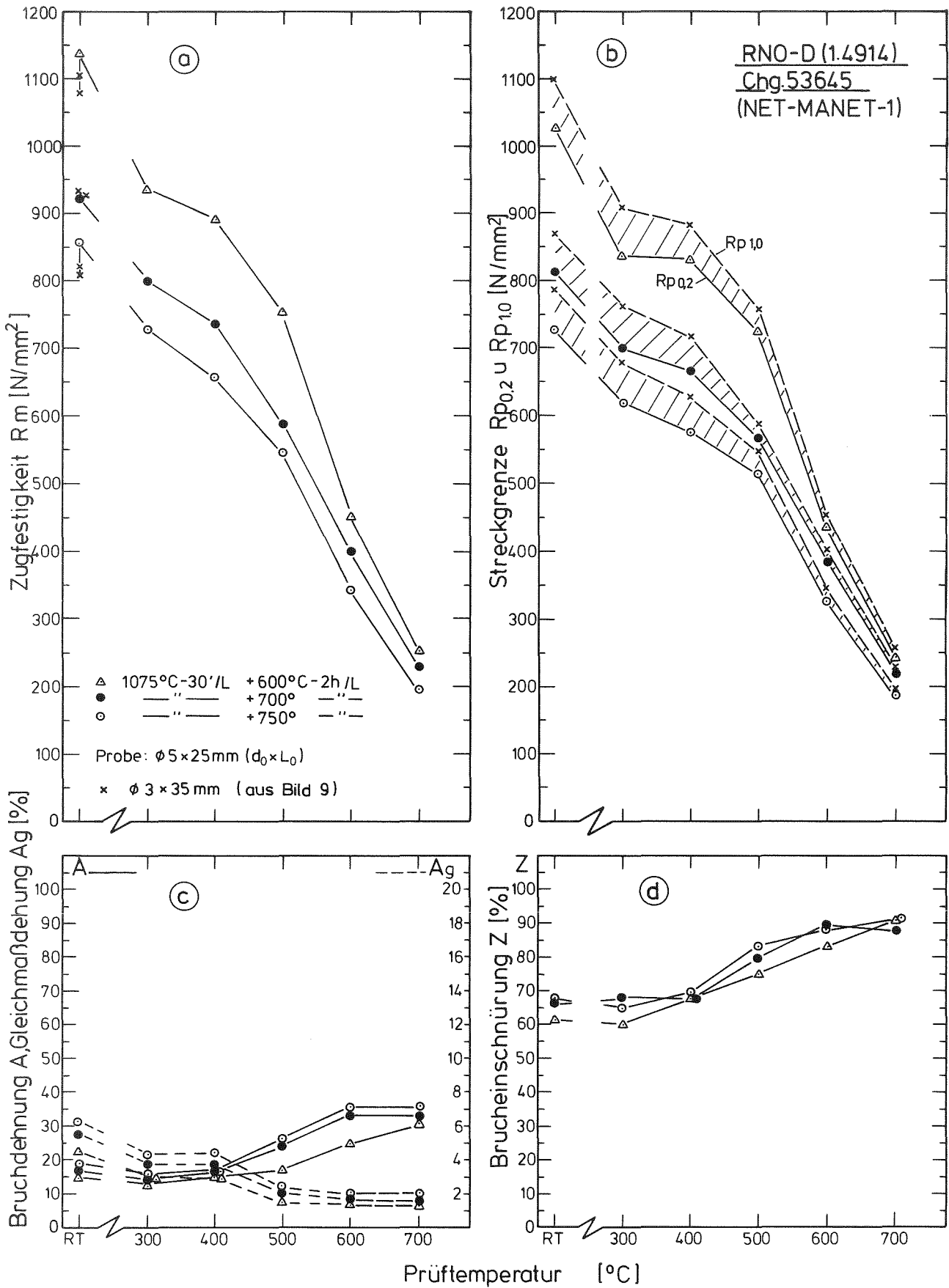


Bild 10: Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Prüf temperatur und dem Vorbehandlungszustand

RNO-D (1.4914)

* 11368 (1.4914) 1080° 1^h/W + 700° 2^h/L (Wassilew 236/75) (*) Anl-Zust Ro
 o 51482 (1.K-Chg.) 1075° 30/L + 700° 2^h/L
 Δ 53093 (2.K-Chg.) ———
 ▲ 53093 (2.K-Chg.) ——— (von 40 mm auf 17 mm umgeschmiedet)
 ▽ C 833 (RNO-Sonderschm.) ———
 □ 53645 (NET-Chg.) ———

C	N	B
0,15	0,029	0,007
0,17	0,003	0,0024
0,174	0,004	0,0036
"	"	"
0,13	0,005	0,004
0,135	0,02	0,0085

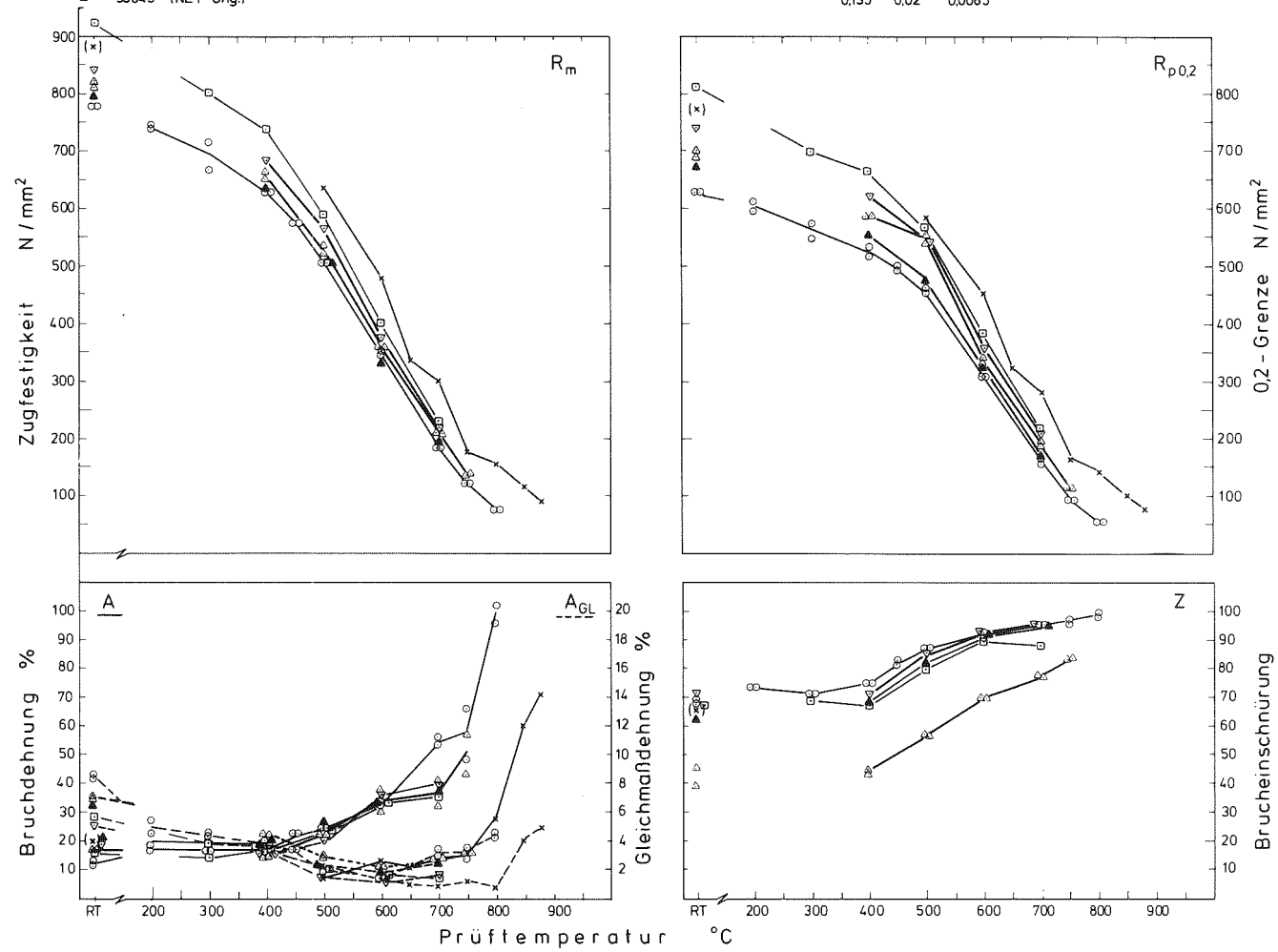


Bild 11: Zugfestigkeitseigenschaften verschiedener Chargen

RNO-D (1.4914)

Chg. 53645 (MANET-1)

gehärtet: 1075°C-30'/L

Zugfestigkeit R_m in
Abhängigkeit von der
Anlaß- und Prüf-
temperatur

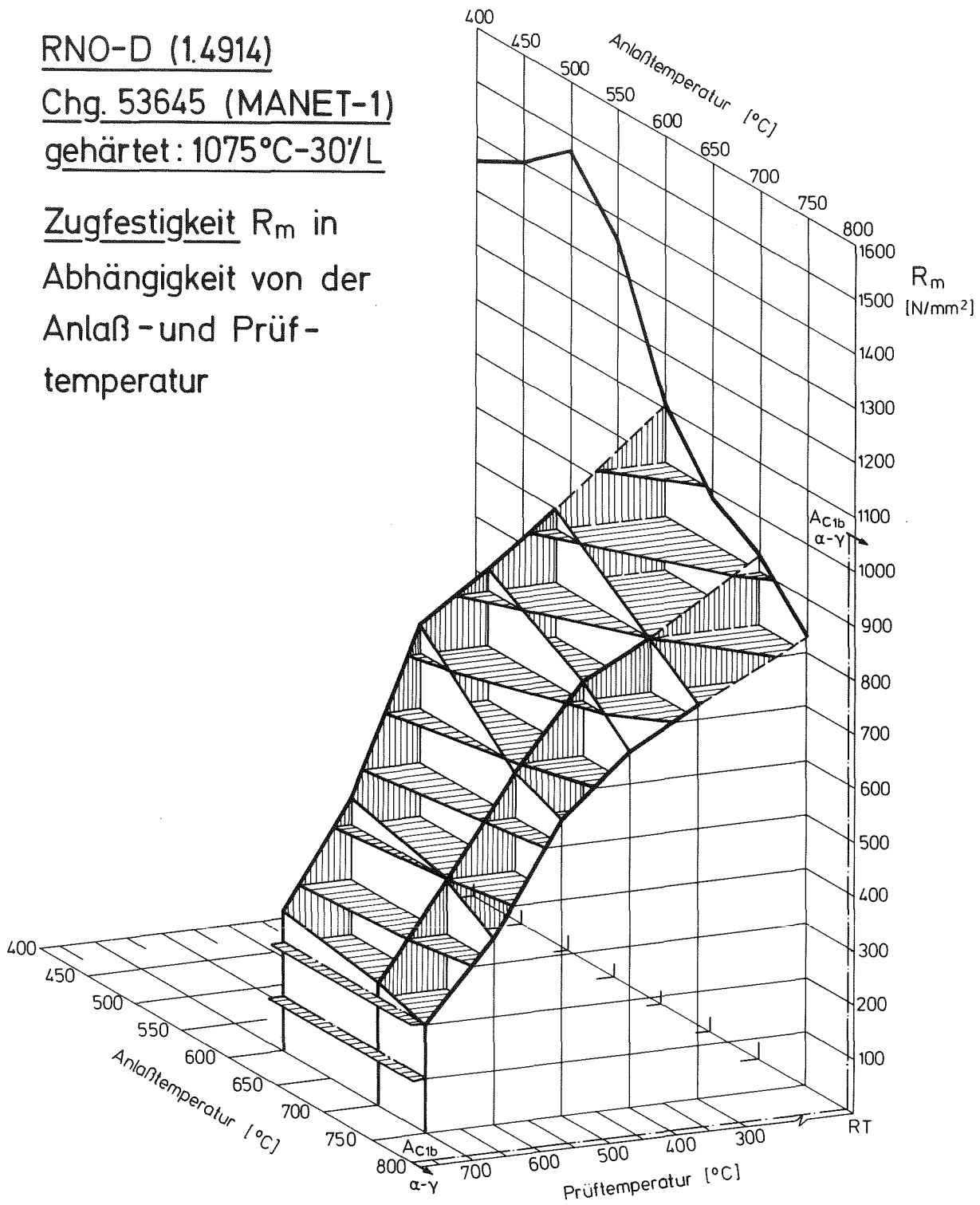


Bild 12:

RNO-D (1.4914)

Chg. 53645 (MANET-1)

gehärtet: 1075°-30'/L

Streckgrenze $R_{p0.2}$ in
Abhängigkeit von der
Anlaß - und Prüf -
temperatur

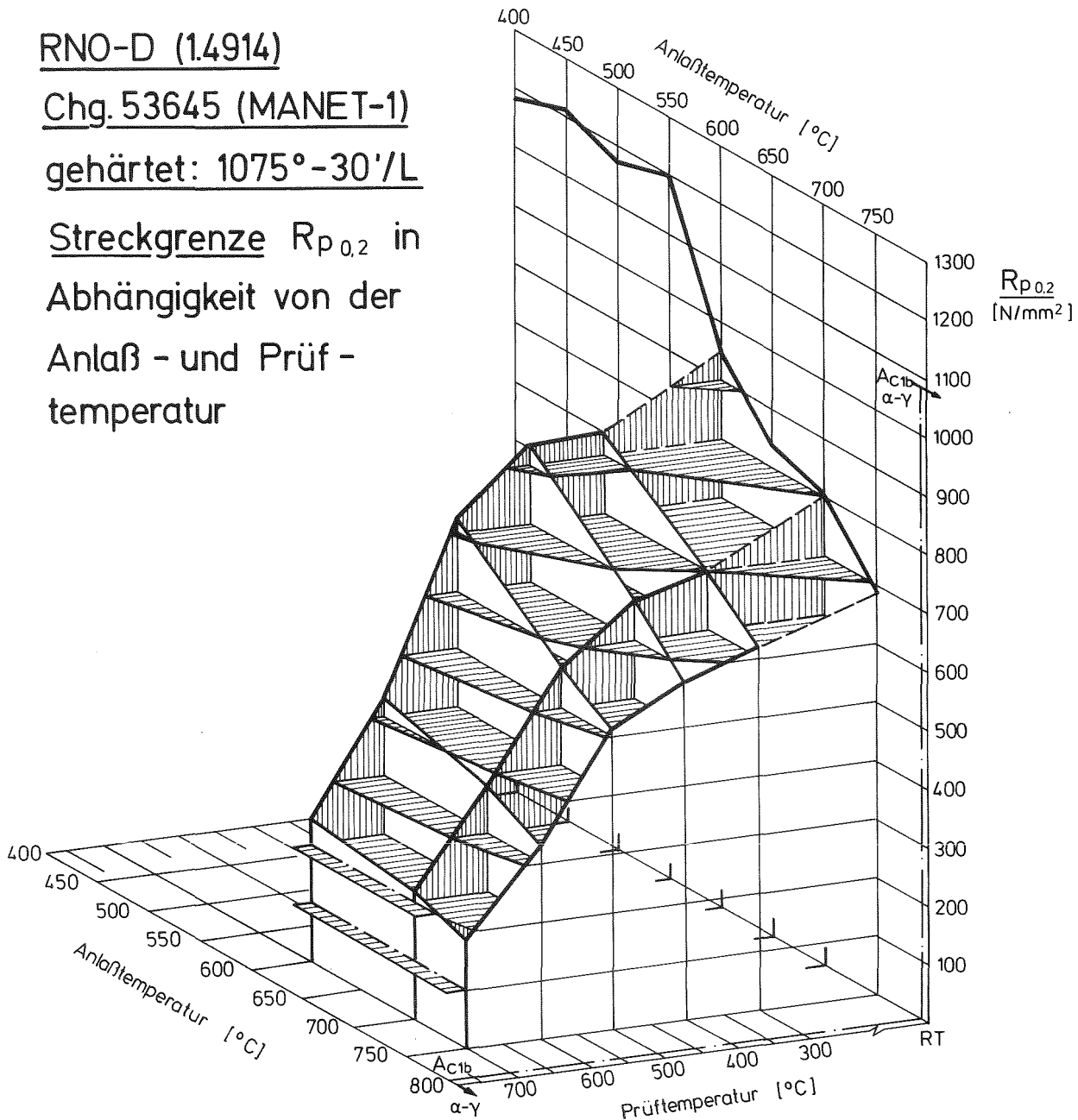


Bild 13 :

RNO-D (1.4914) Chg. 53645 (NET-MANET-1)

- 1075°C-30'/L +700°C-2h/L (Schäfer) ISO-V-Querproben
- " " " " " (Schirra) " " "
- " " " /L,Öl,W+ " " (Pierantoni)
- x 1075°C-30'/Öl+720°C-2h/L (Saarstahl) ISO-V-Längsproben (aus \varnothing 30 mm)

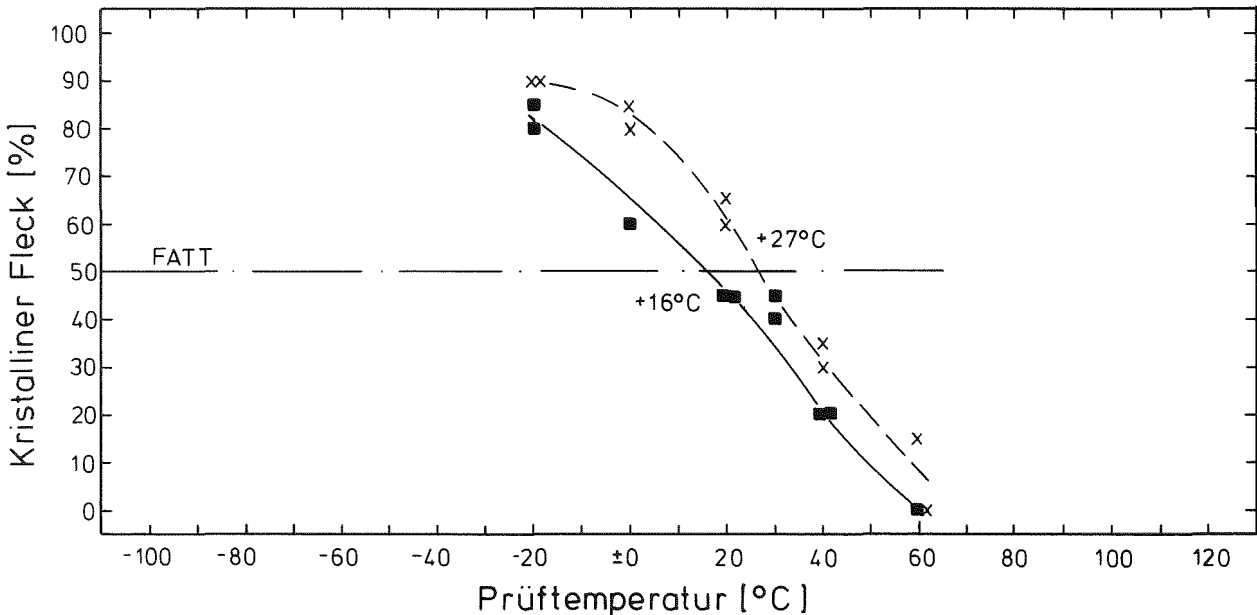
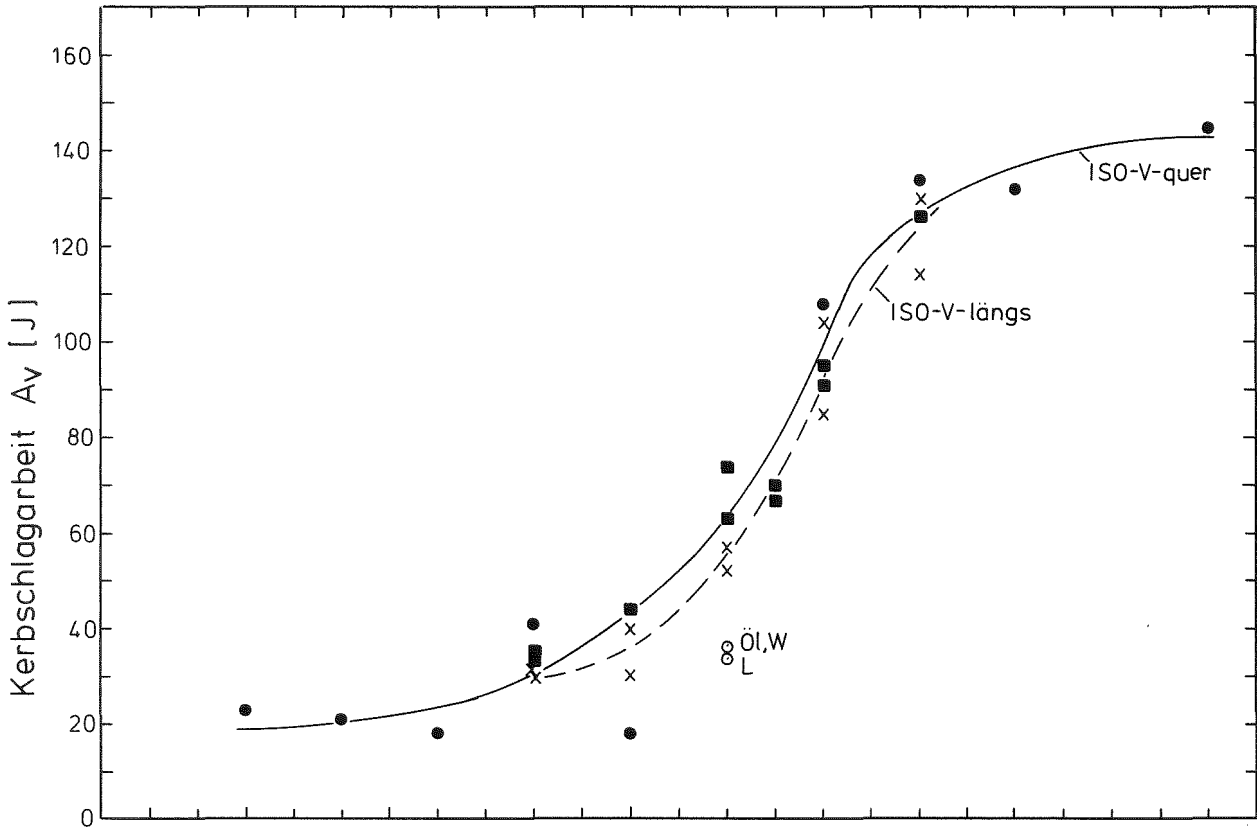


Bild 14: Kerbschlagzähigkeits - Diagramm

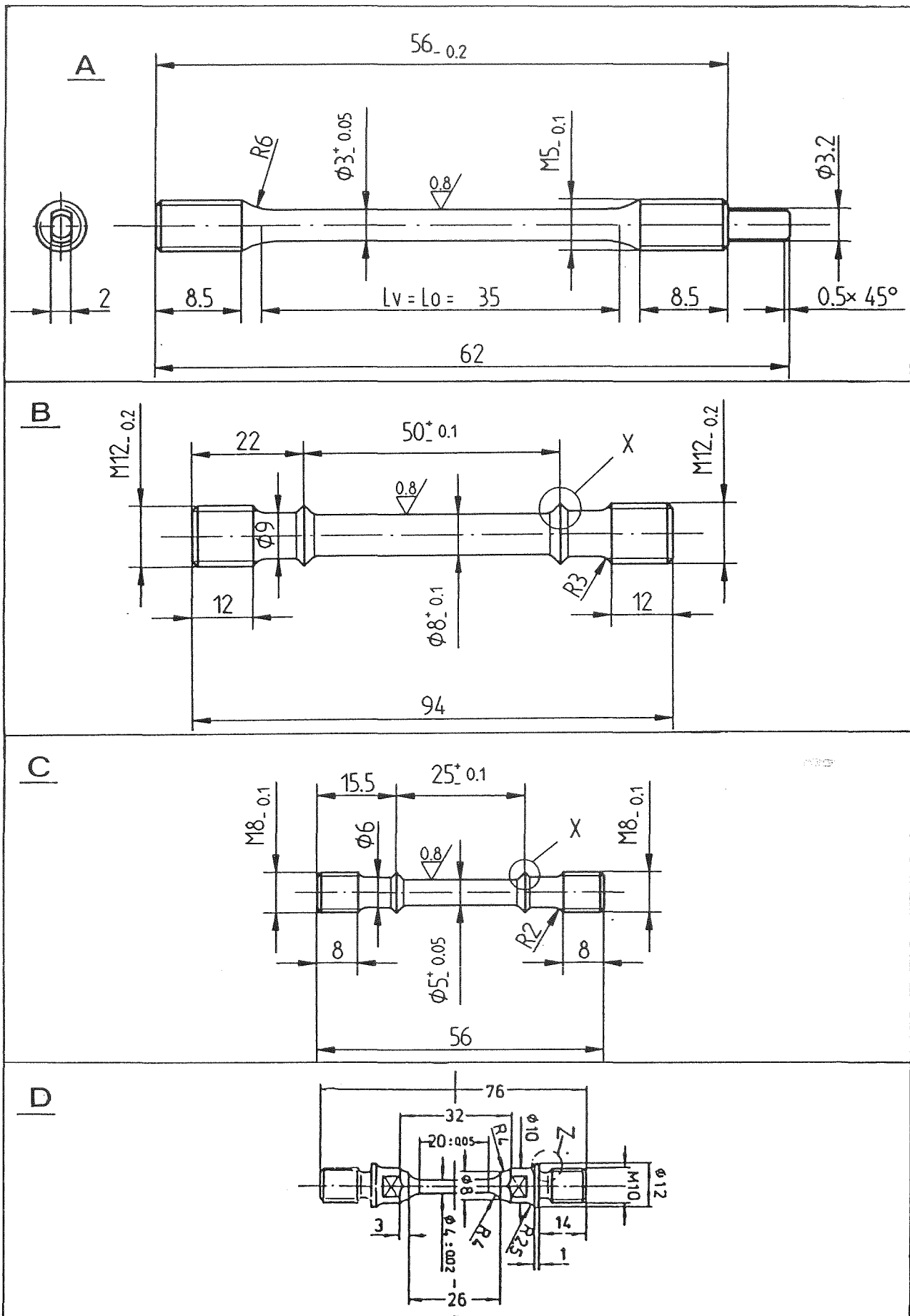


Bild 15: Verschiedene Probenformen für Zug- und Zeitstandversuche.

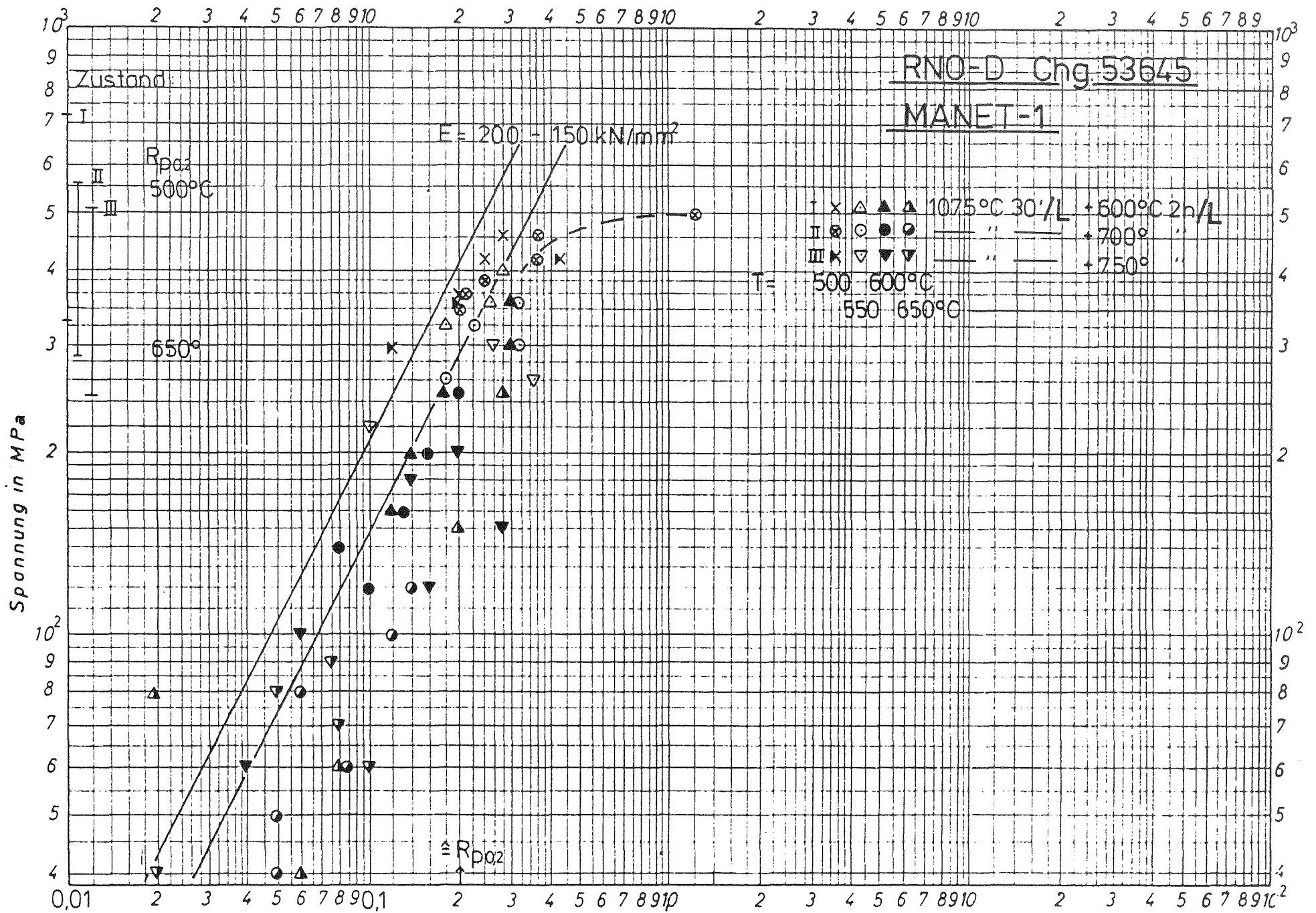


Bild 16: Belastungsdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

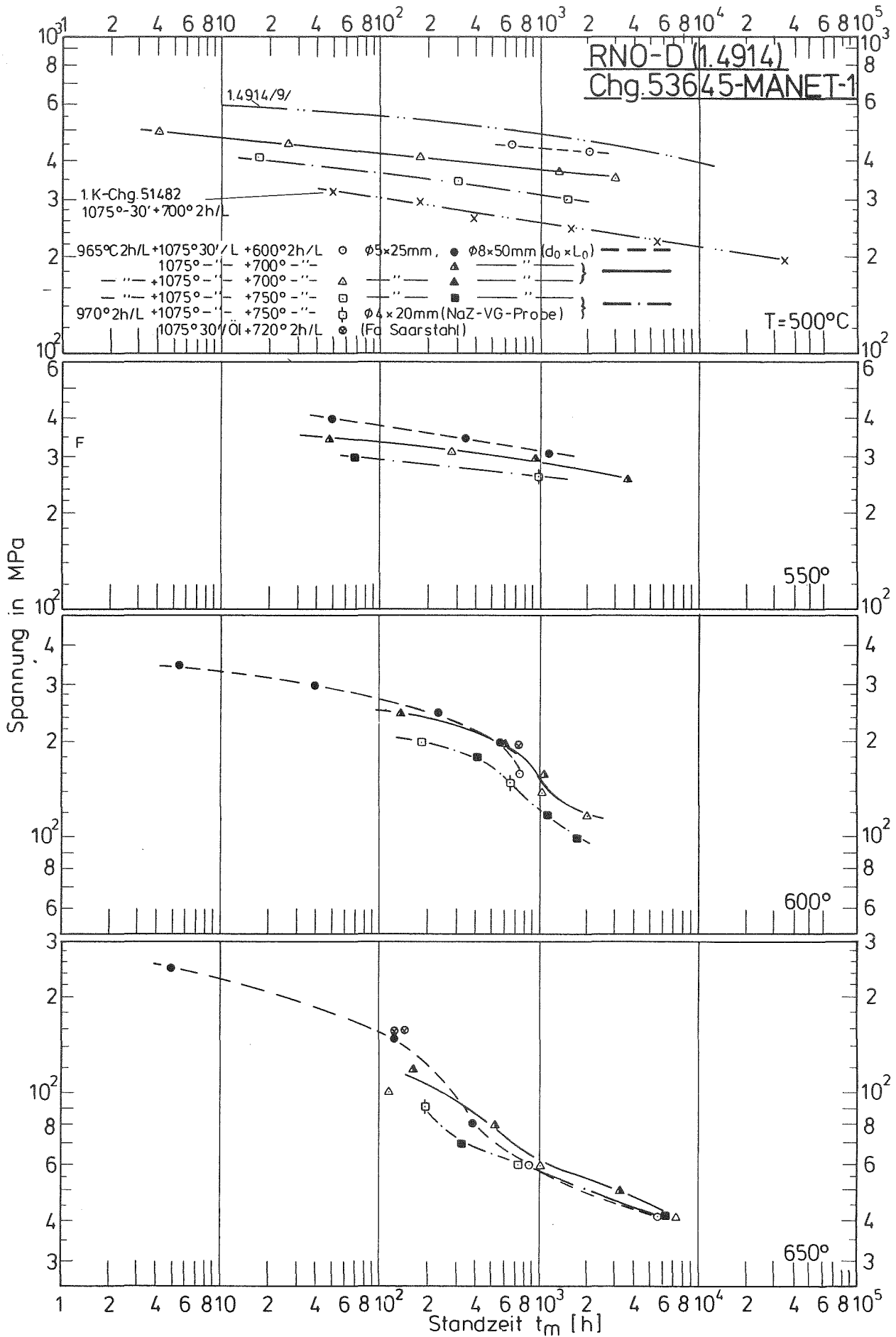


Bild 17: Zeitstandfestigkeitskurven

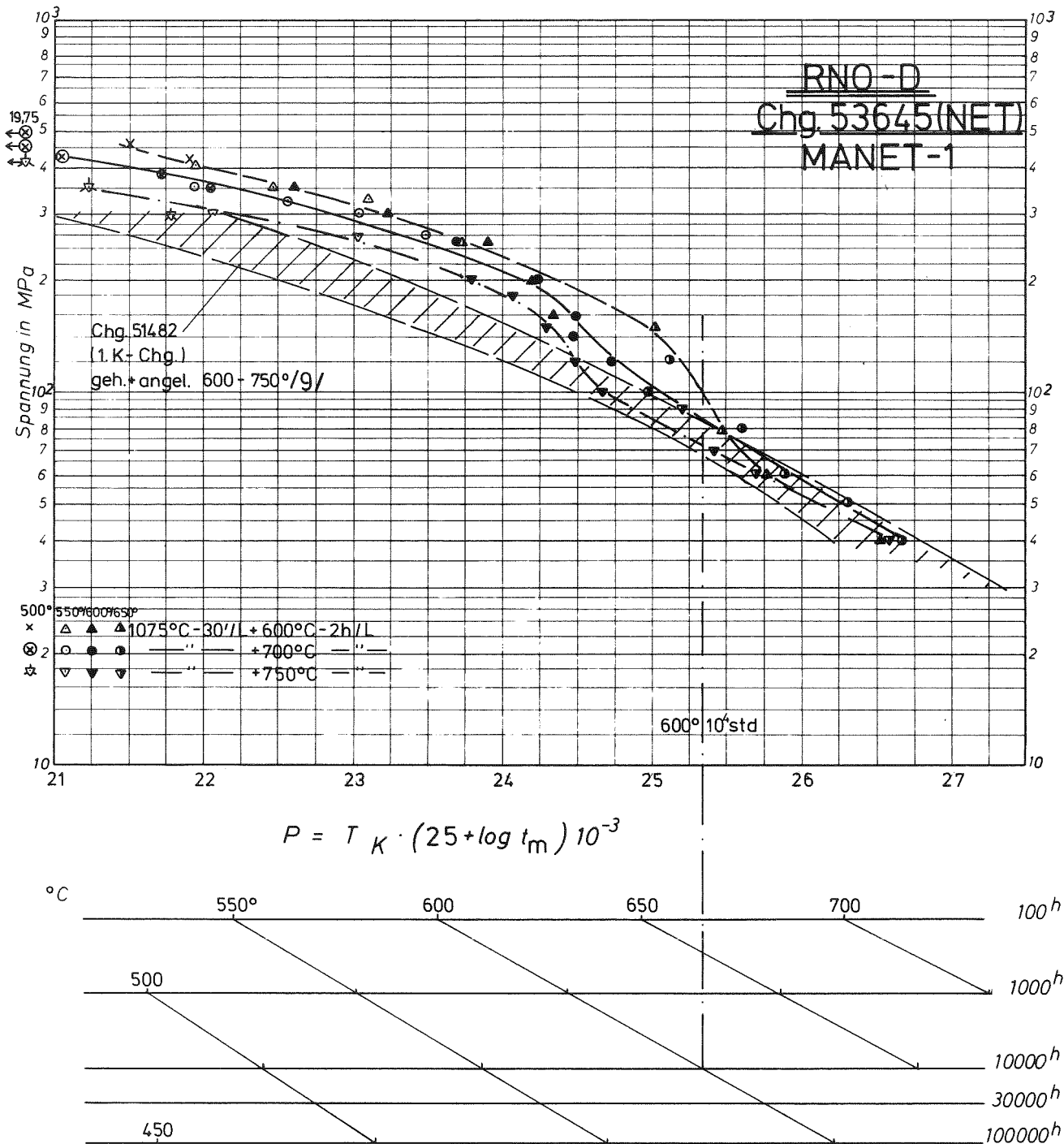


Bild 18 . Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

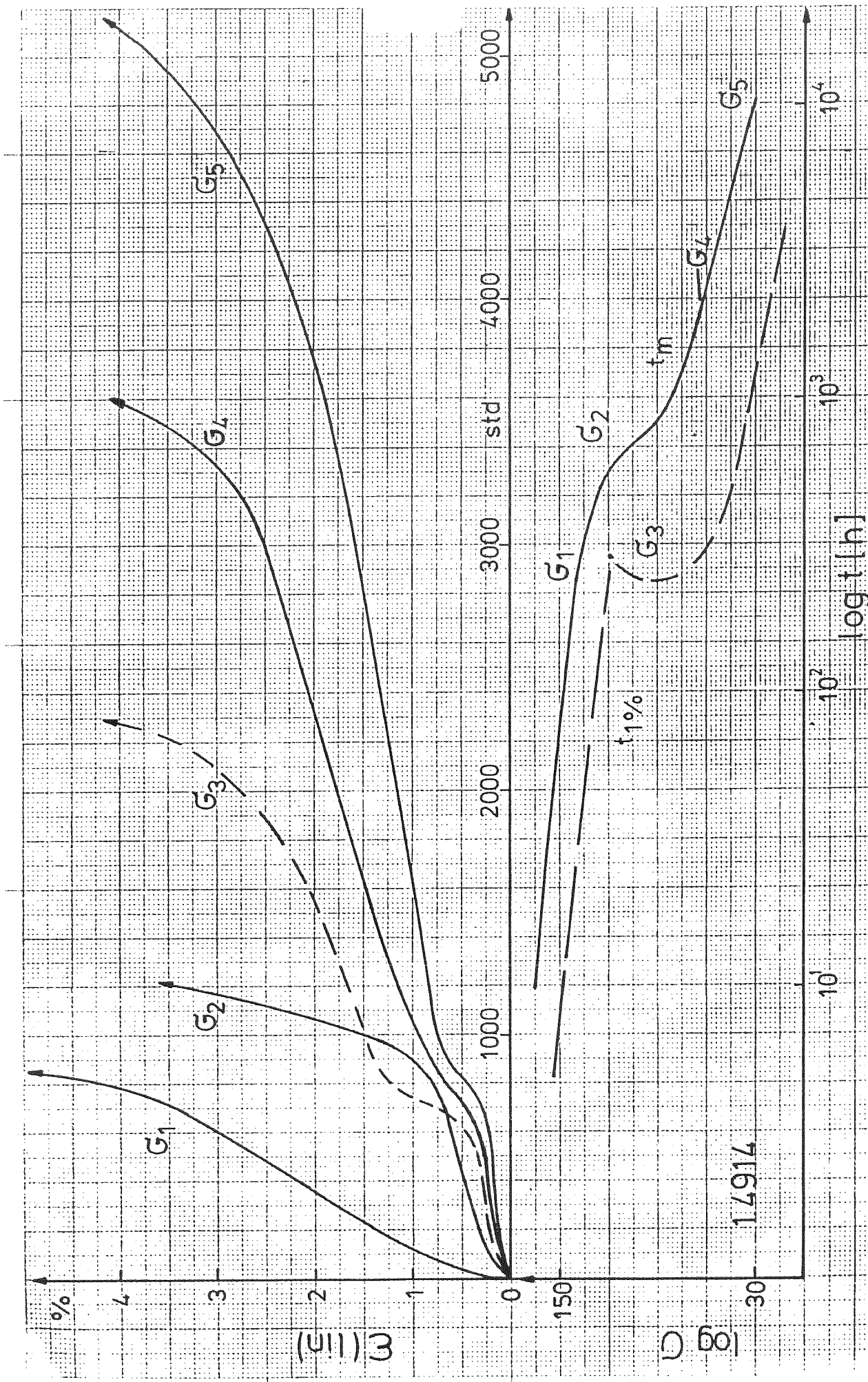


Bild 19: Einfluß struktureller Änderungen auf den Kriechverlauf (halbschematisch)

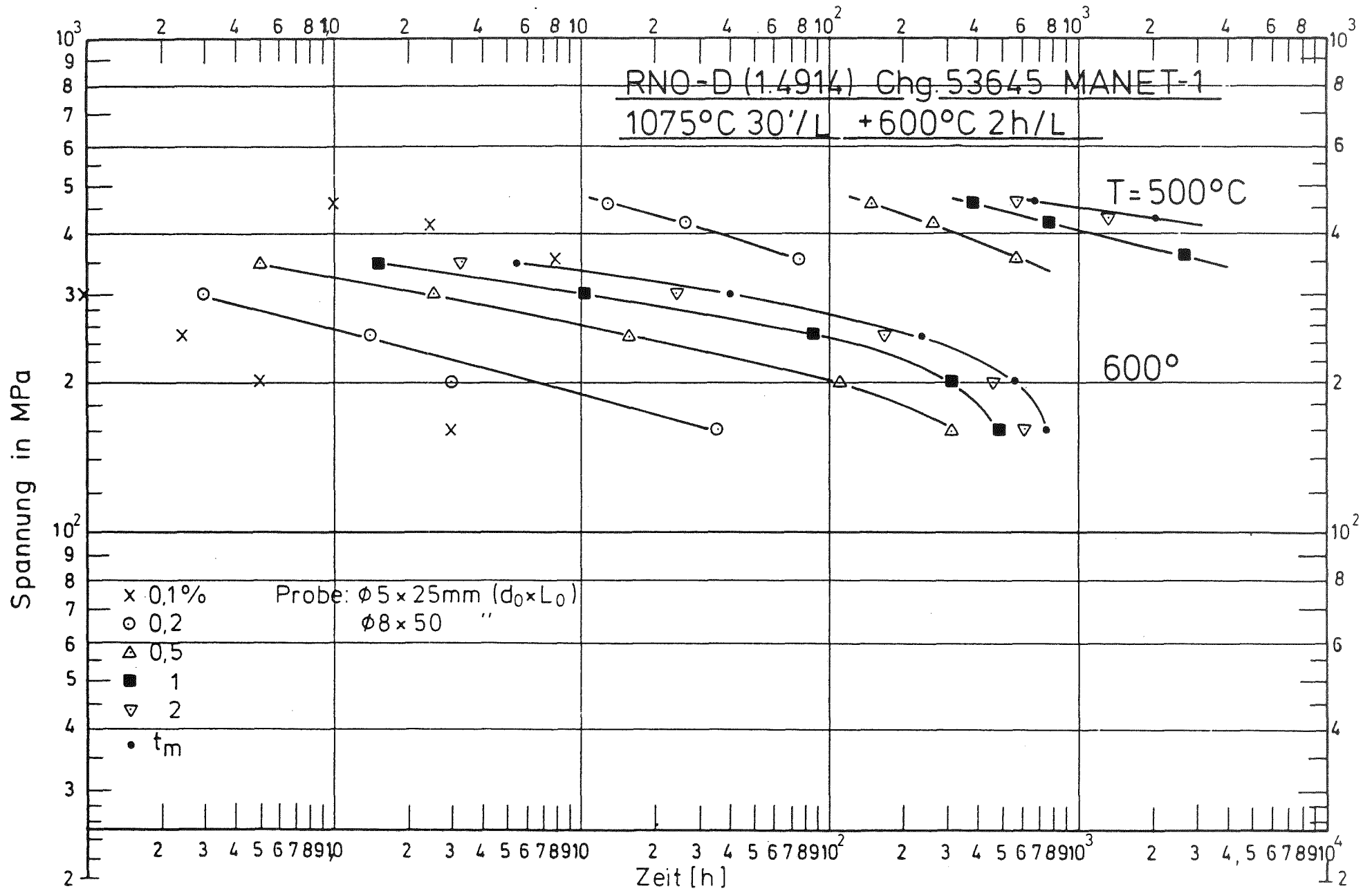


Bild 20: Zeit-Dehngrenzen-Kurven

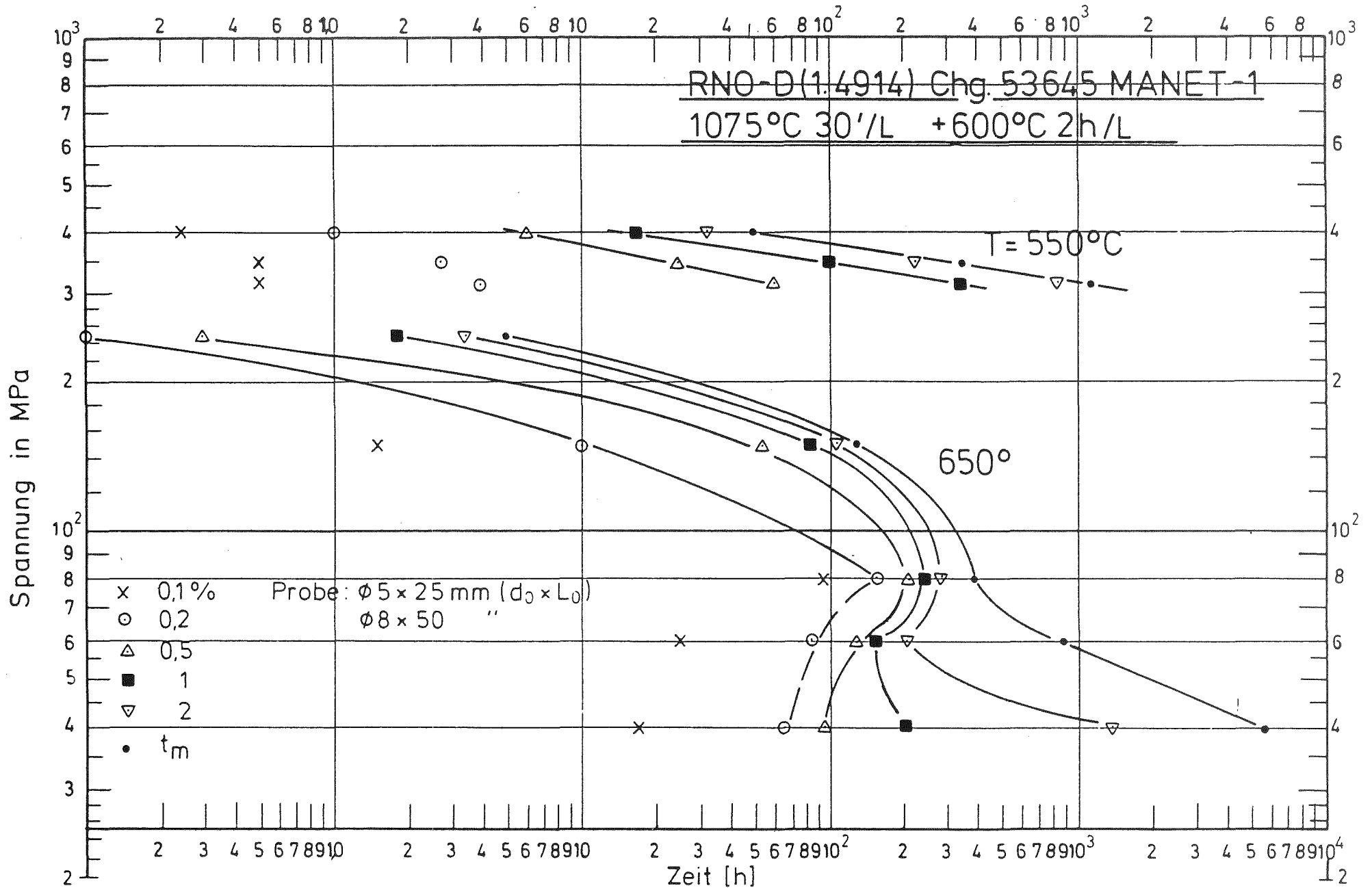


Bild 21: Zeit-Dehngrenzen-Kurven

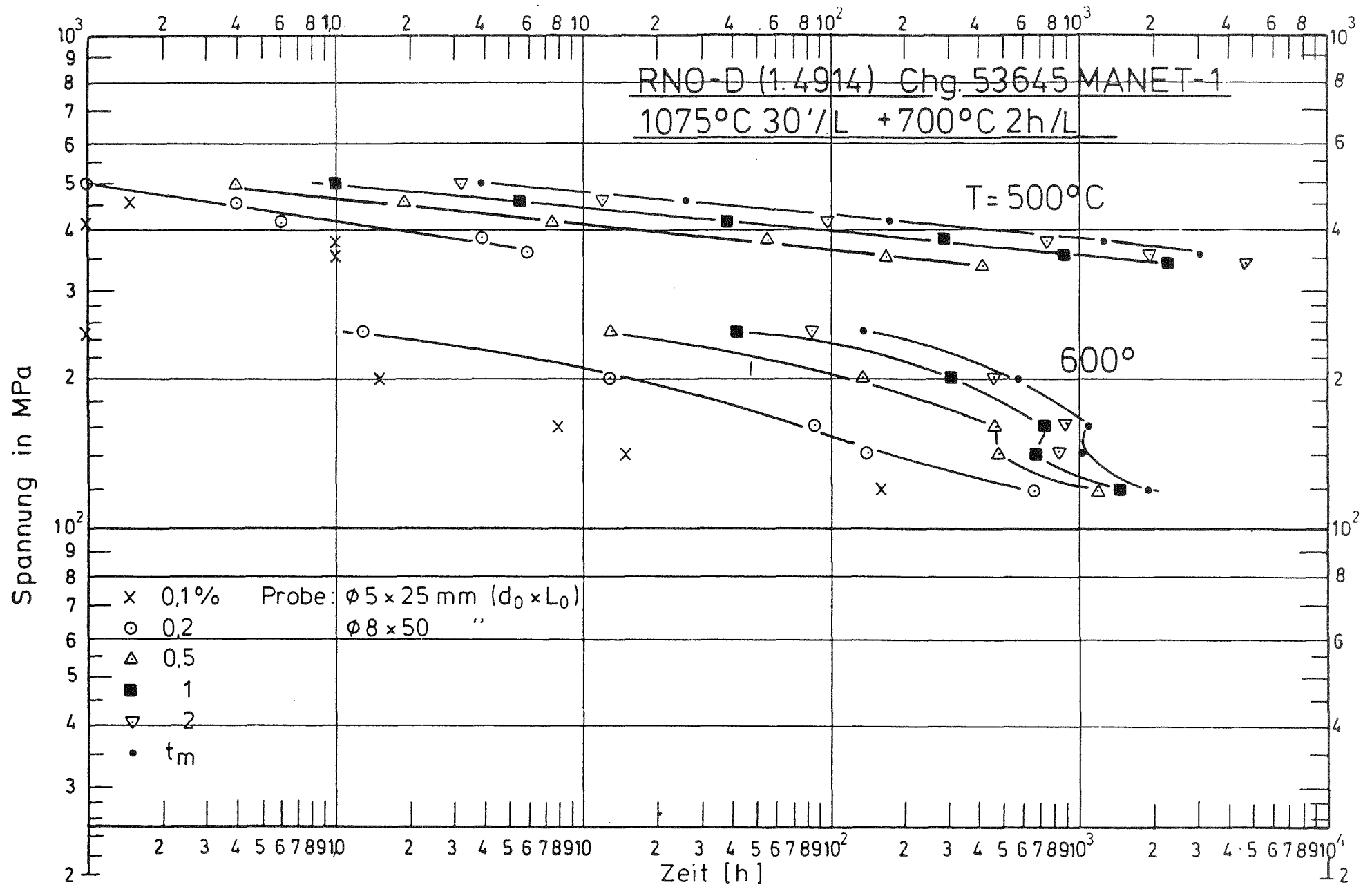


Bild 22: Zeit-Dehngrenzen - Kurven

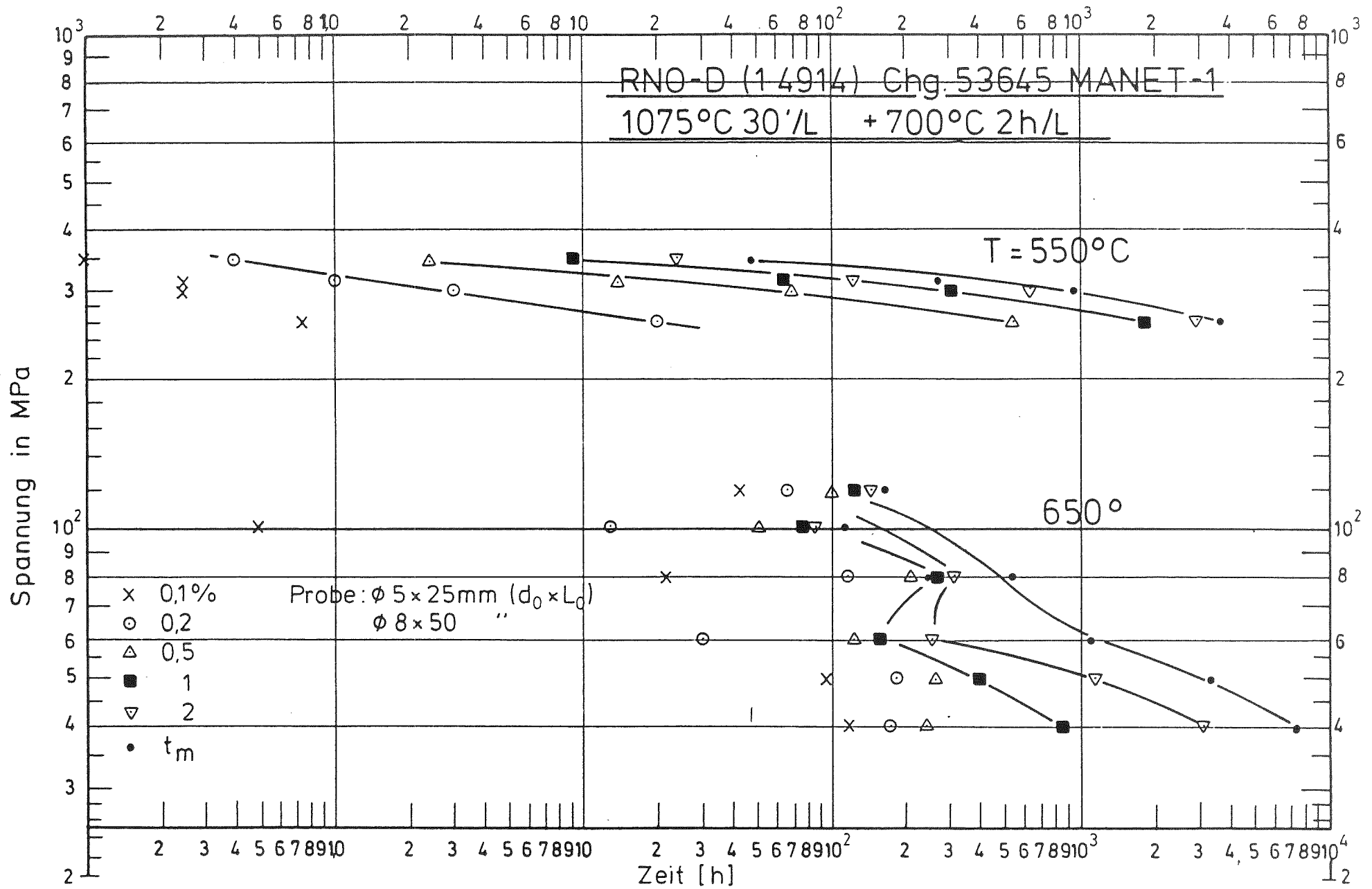


Bild 23: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

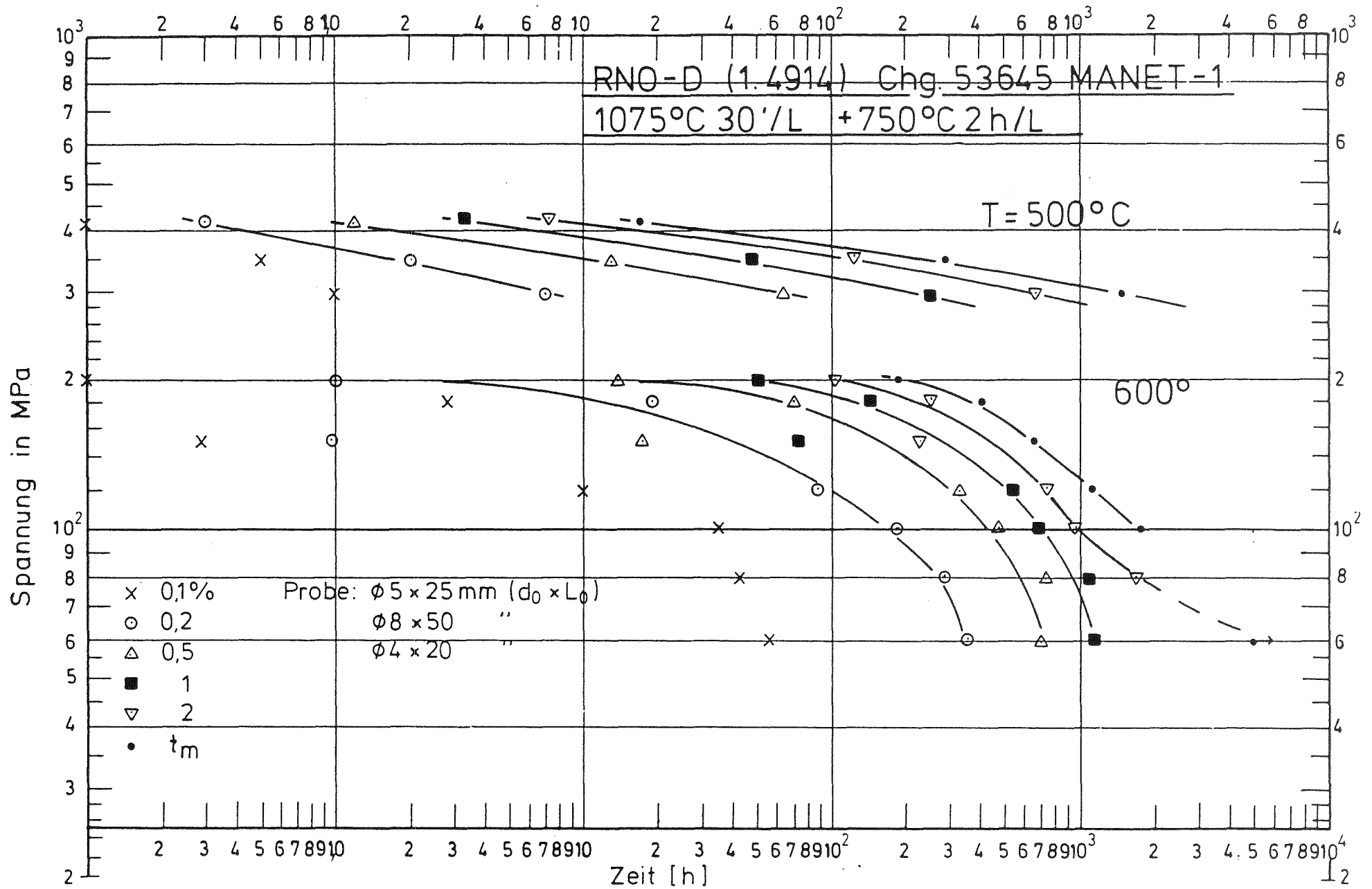


Bild 24 : Zeit - Dehngrenzen - Kurven

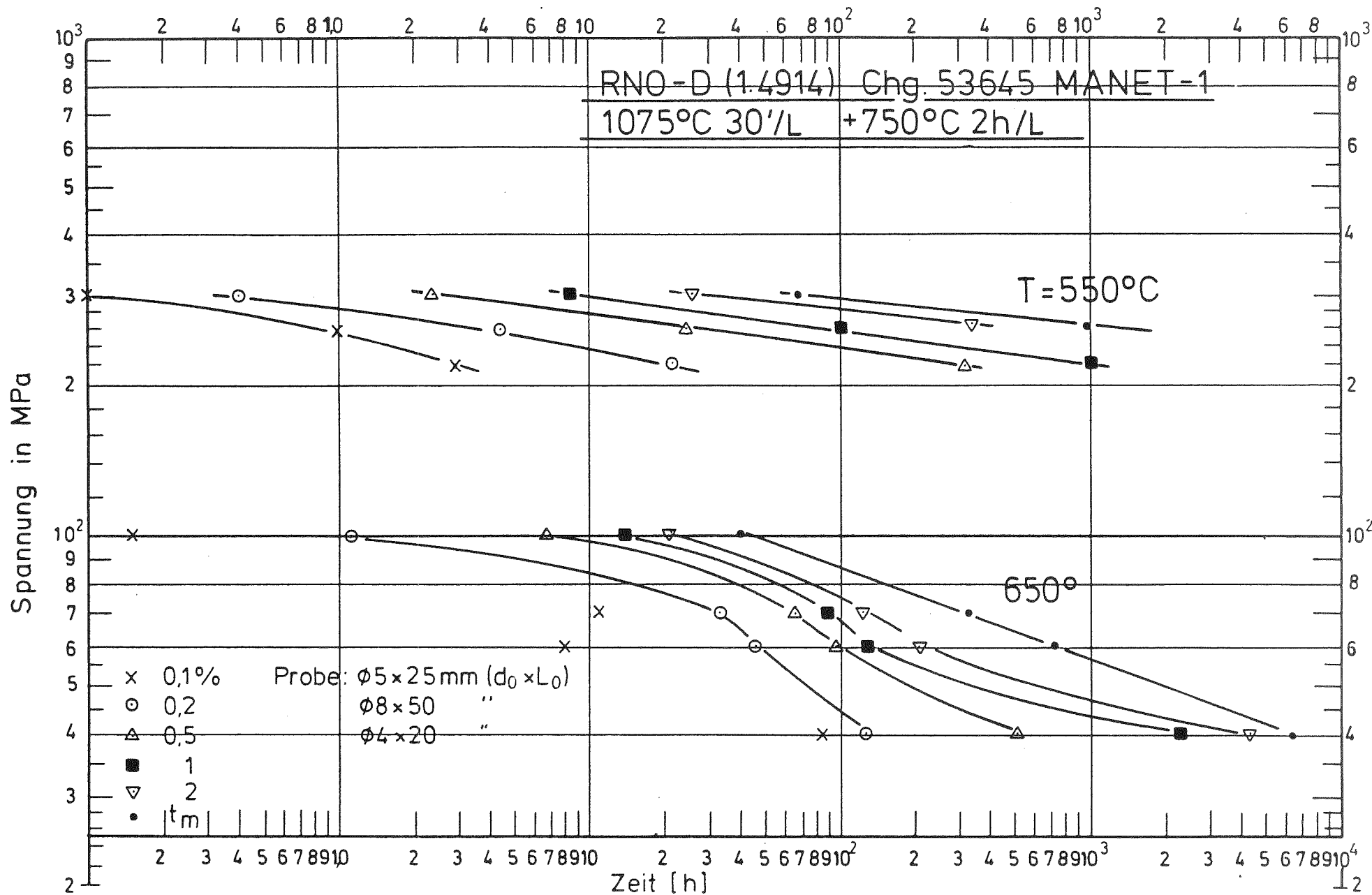
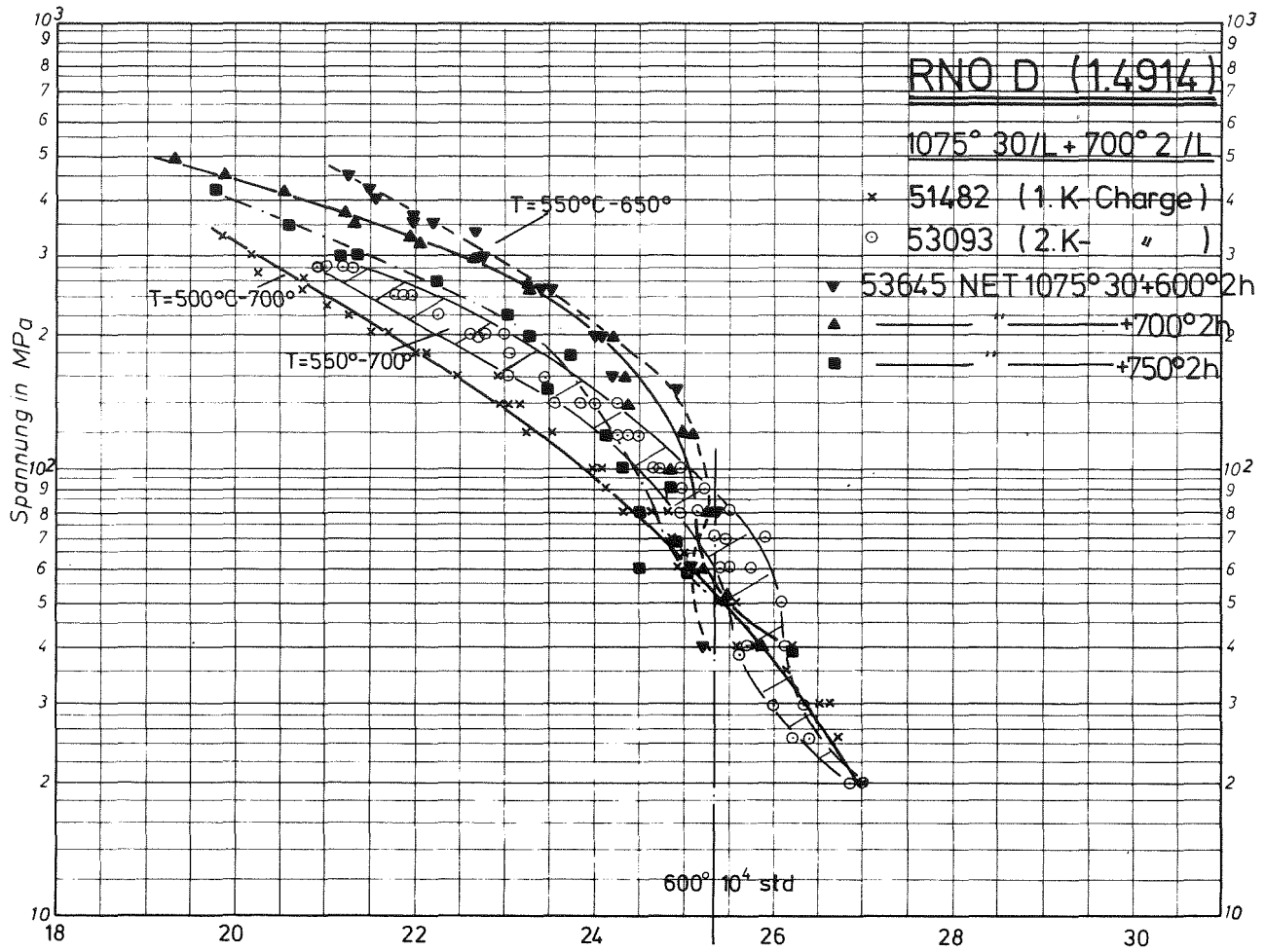


Bild 25: Zeit - Dehngrenzen - Kurven



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

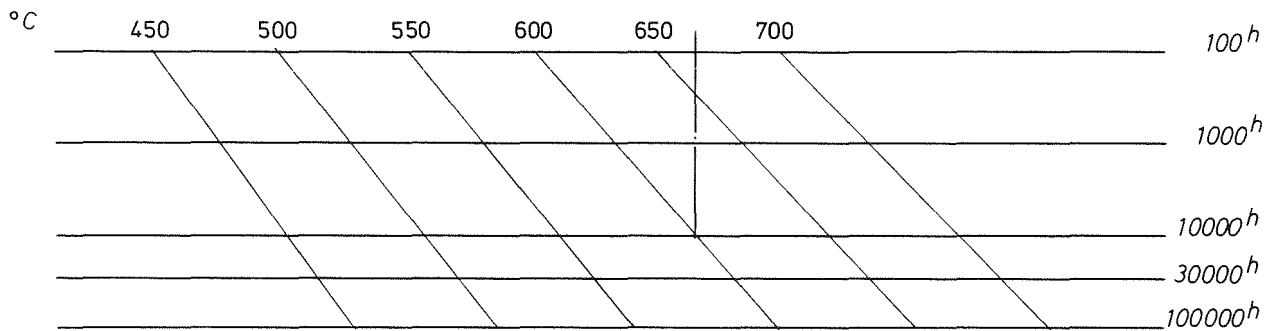


Bild 26: Zeitstand - Hauptkurve für 1% Zeit-Dehngrenze
 (Larson - Miller - Parameter)

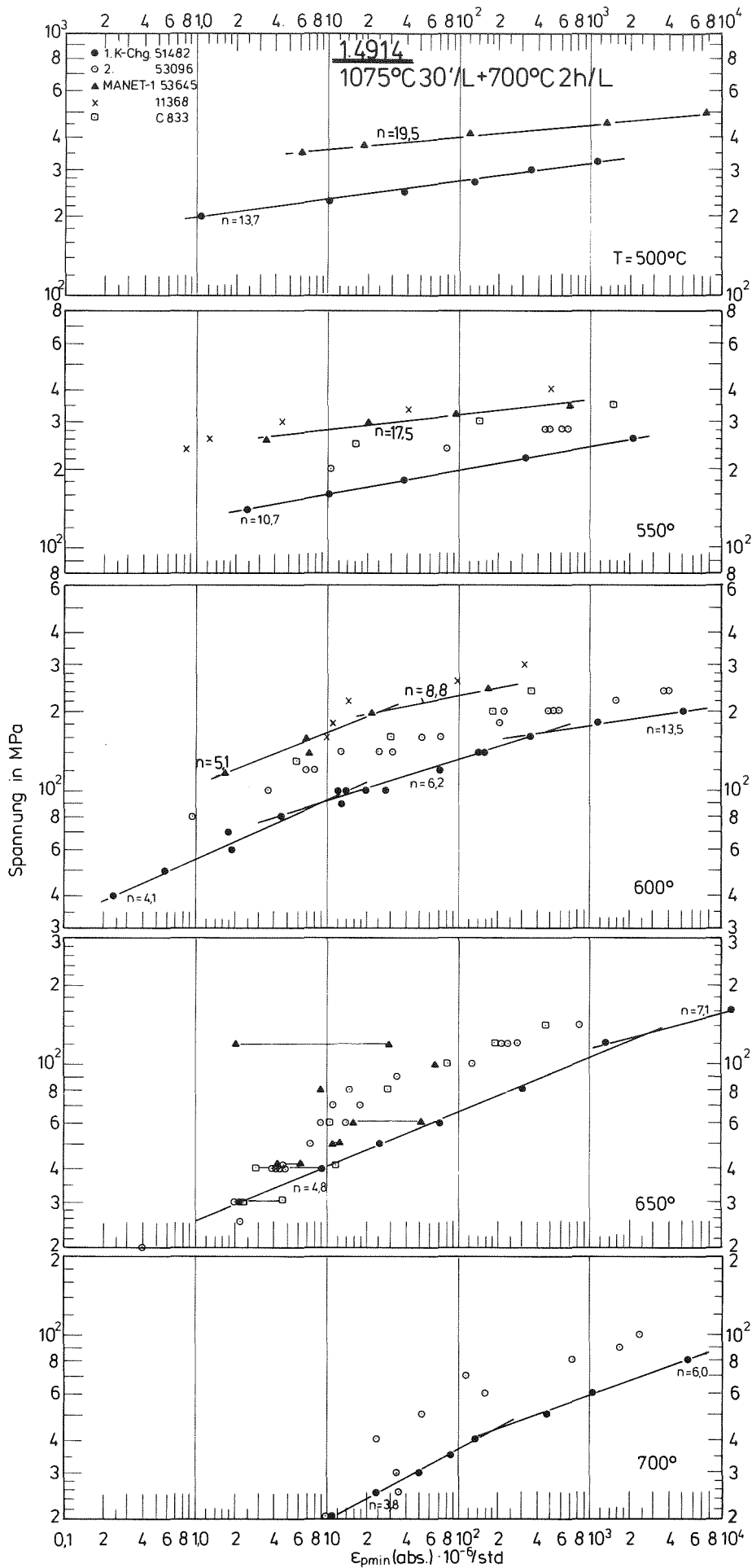


Bild 27: Minim. Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung

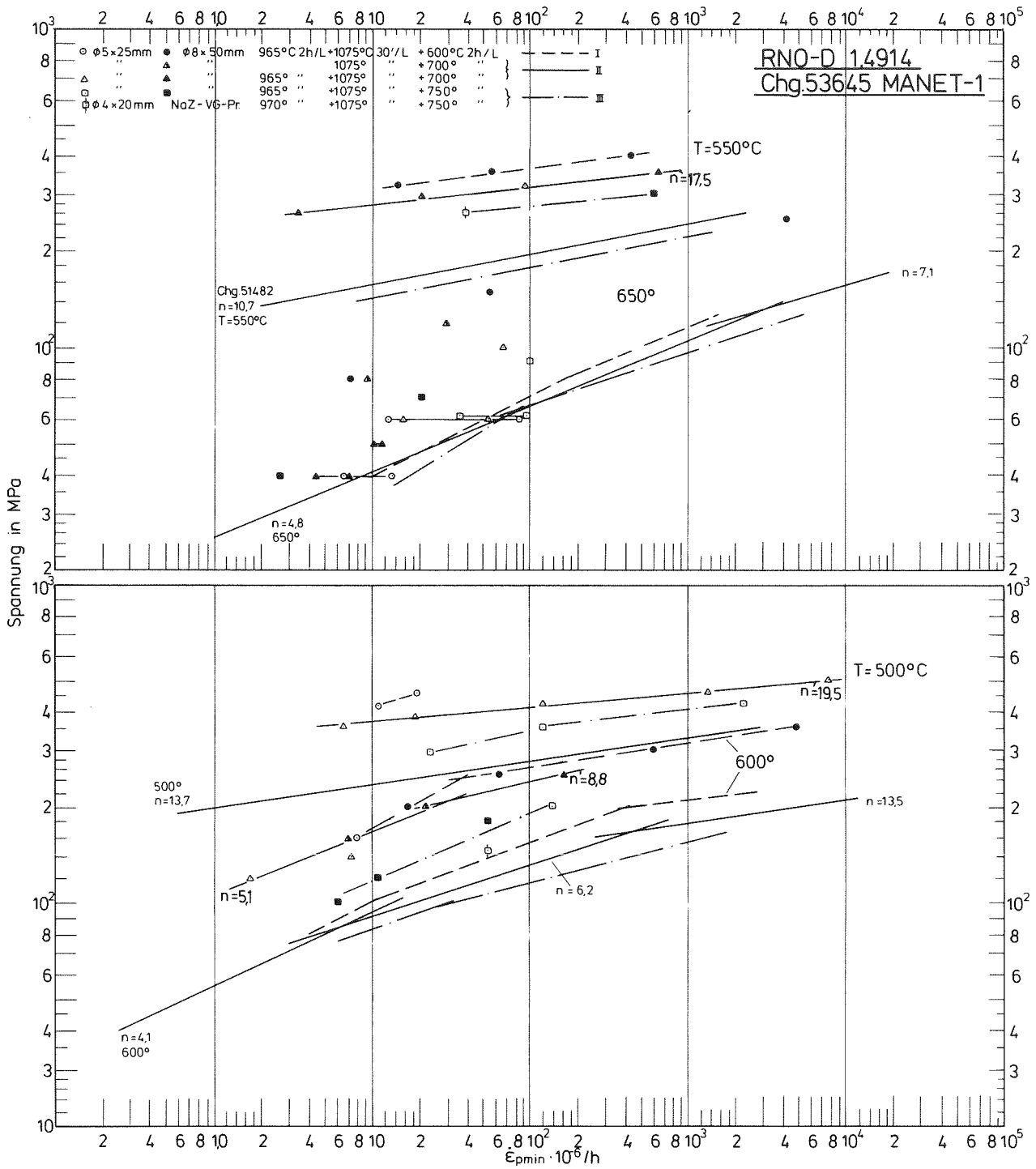


Bild 28: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

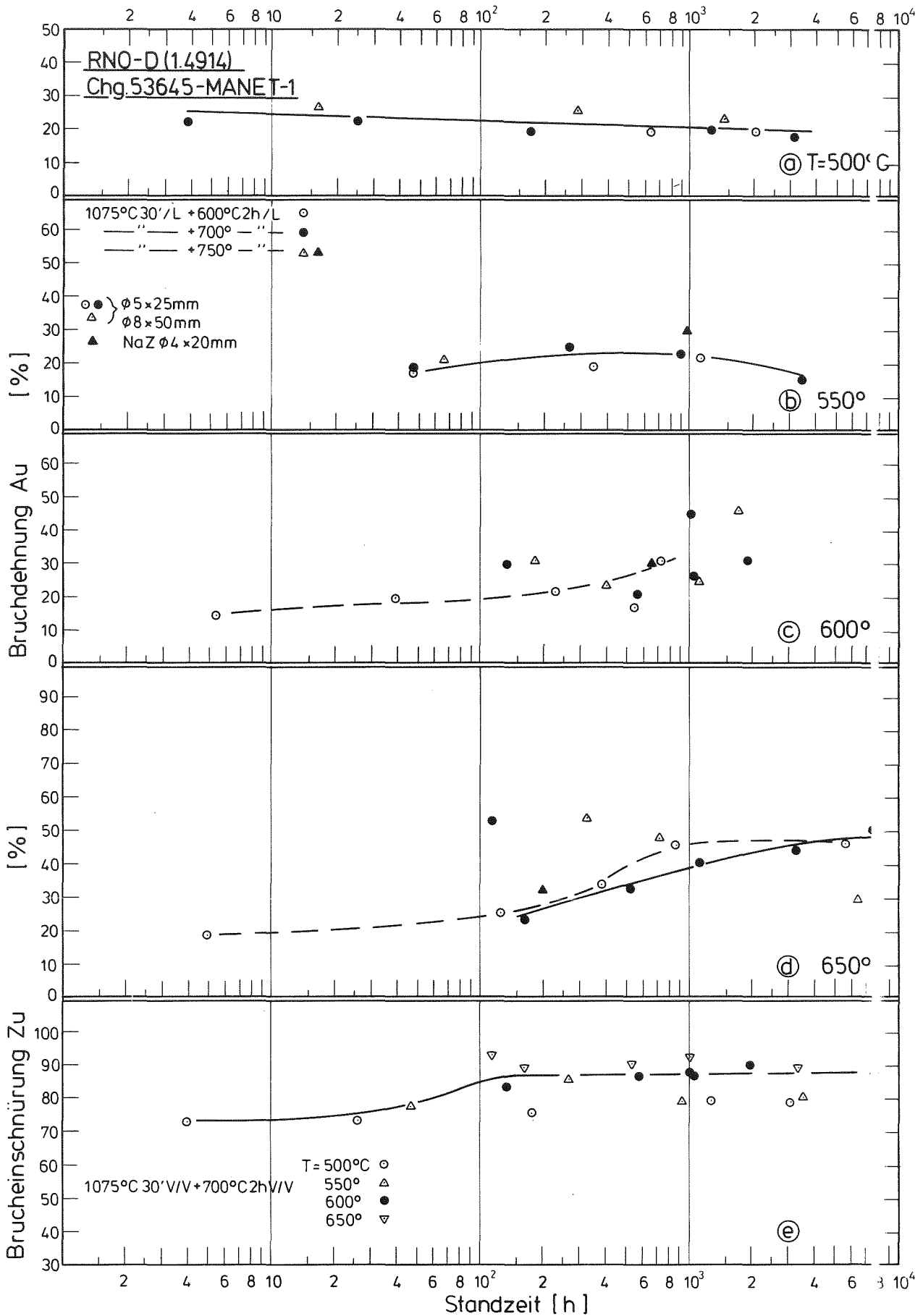


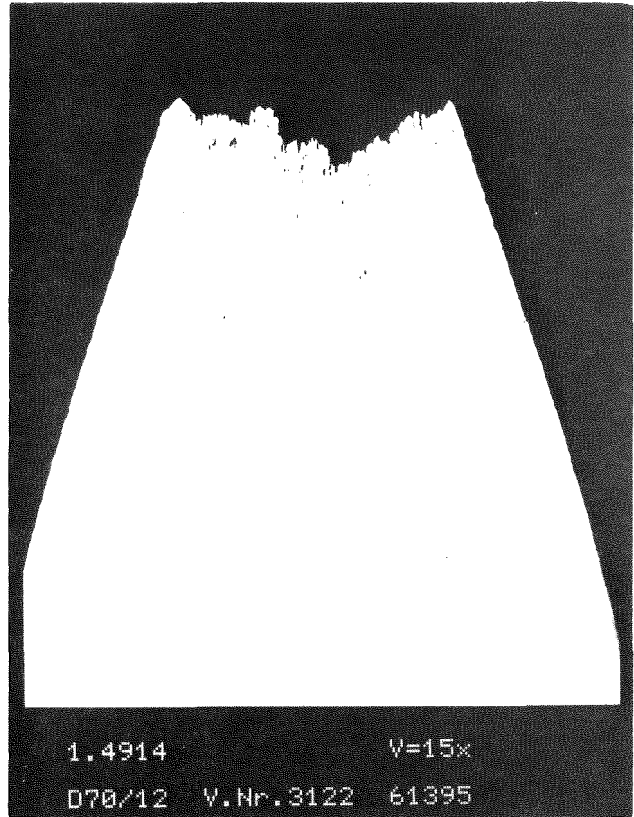
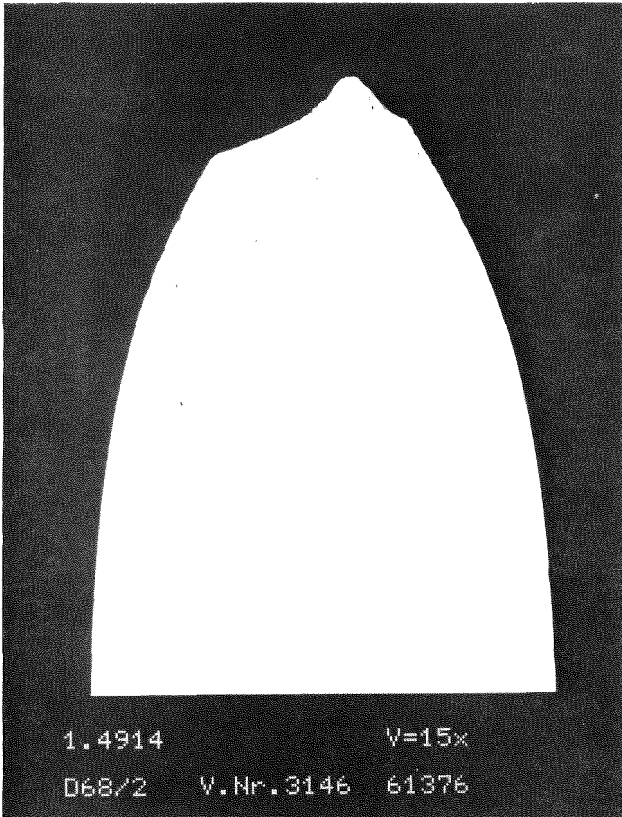
Bild 29: Bruchdehnung und -einschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

1075°30min/L+600°2std/L

1075°30min/L+750°2std/L

500° 420 MPa 2051 std

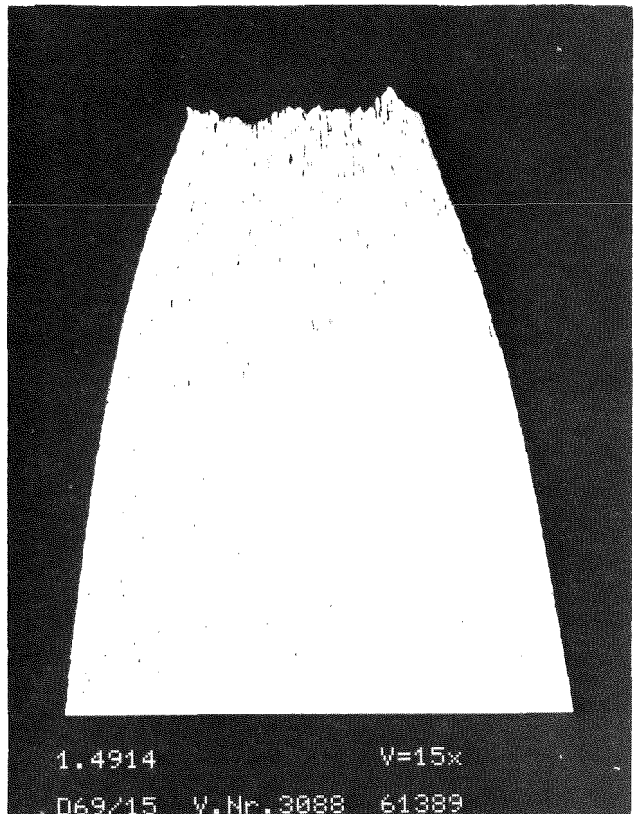
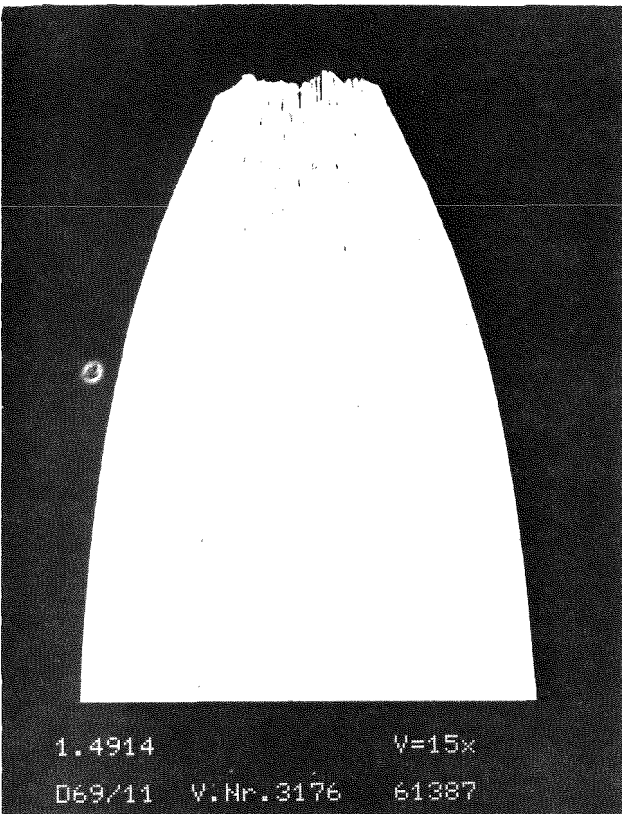
650° 40 MPa 6500 std



1075°30min/L+700°2std/L

600° 120 MPa 1974 std

650° 40 MPa 7631 std

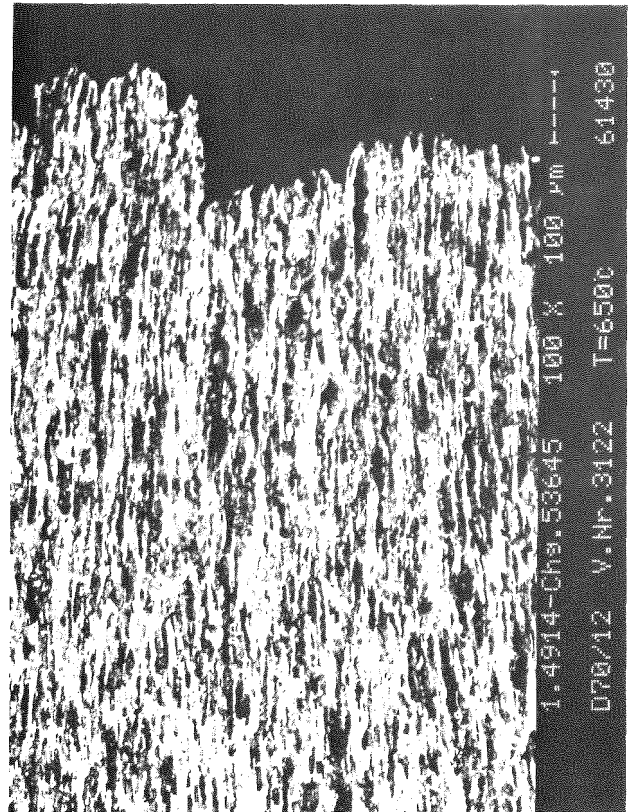
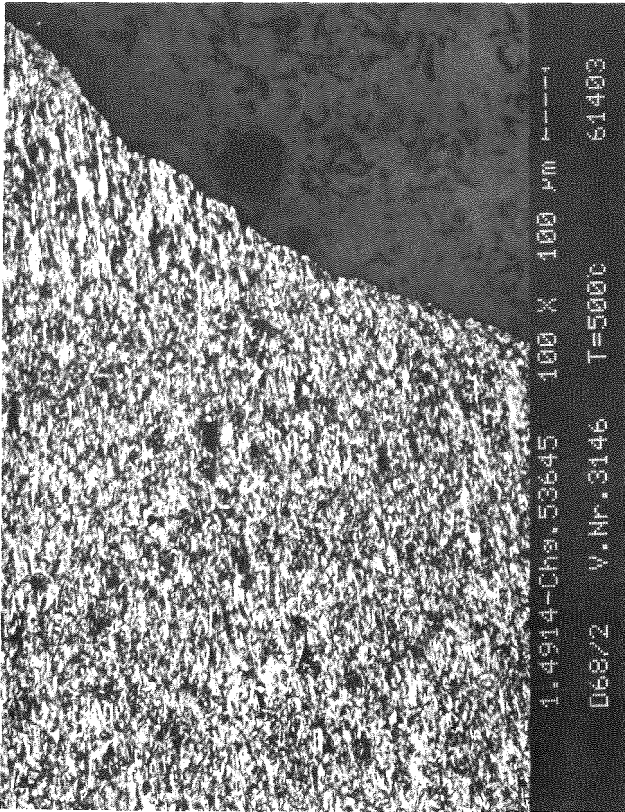


1o75°30min/L+6oo°2std/L

1o75°30min/L+75o°2std/L

5oo° 42o MPa 2o51 std

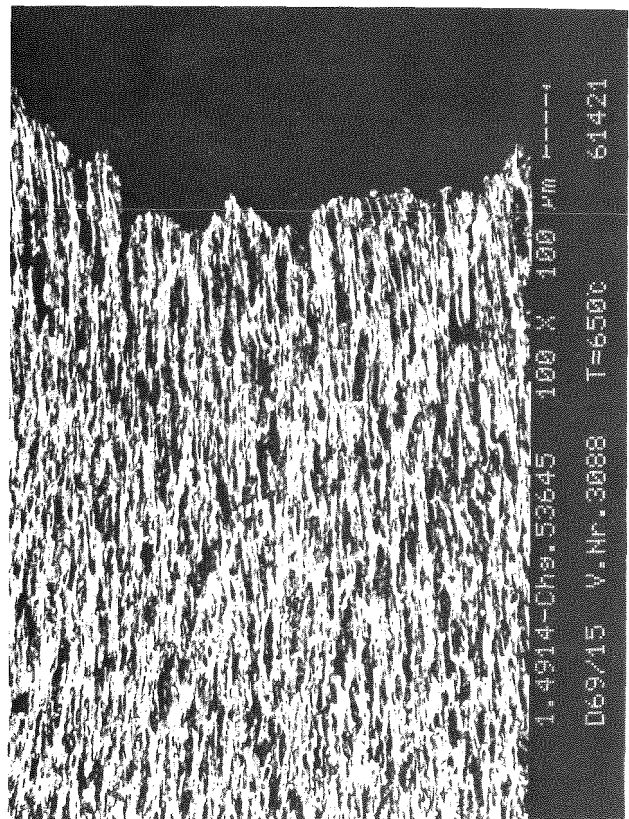
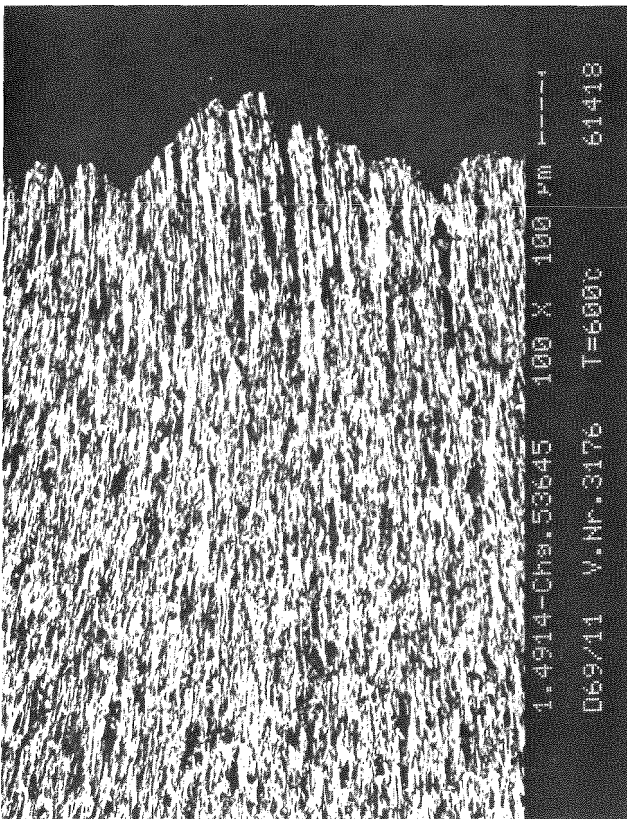
65o° 4o MPa 65oo std



1o75°30min/L+7oo°2std/L

6oo° 12o MPa 1974 std

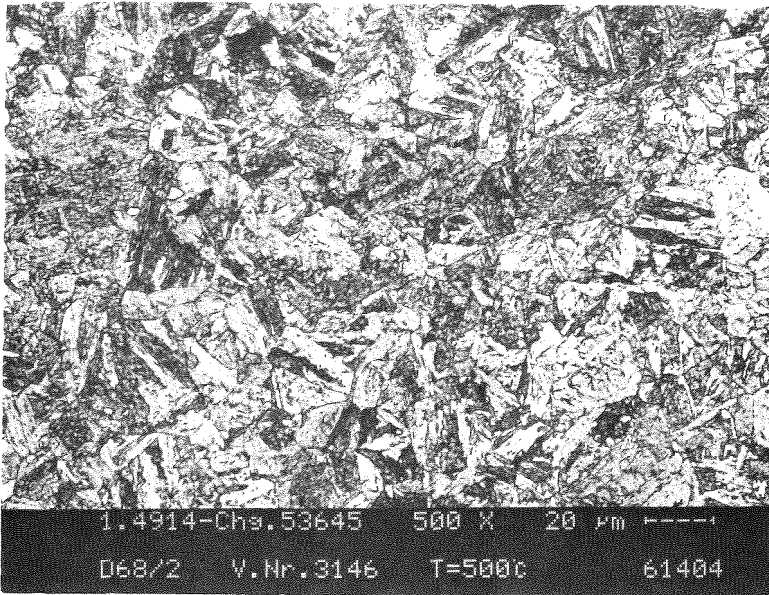
65o° 4o MPa 7631 std



Probenkopf

Bild 32

a)



HV₃₀=307-308

RNO-D (1.4914)
Chg.53645 MANET-1

1075°30min/L+600°2^h/L

500° 420 MPa
2051 std

b)

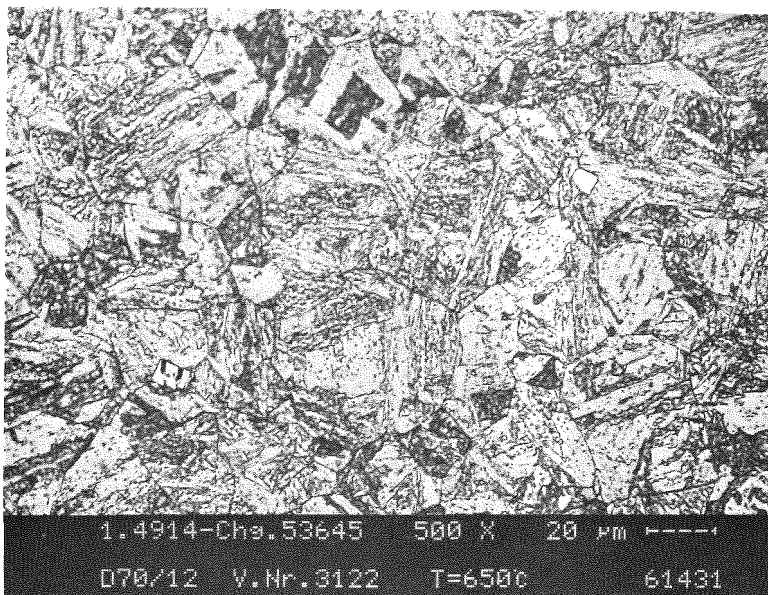


HV₃₀=204-207

1075°30min/L+700°2^h/L

650° 40 MPa
7631 std

c)



HV₃₀=194-200

1075°30min/L+750°2^h/L

650° 40 MPa
6500 std