

Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6008

**Arbeiten zur Grund-
charakterisierung am
niedrigaktivierenden Stahl
F82H-mod im Vergleich zu
OPTIFER**

**M. Schirra, Ch. Adelhelm, P. Graf, S. Heger,
H. Kempe, H. Zimmermann, M. P. Fernández,
J. Lapeña**

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

Dezember 1997

Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6008

**Arbeiten zur Grundcharakterisierung am
niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod im Vergleich
zu OPTIFER**

**M. Schirra, Ch. Adelhelm, P. Graf, S. Heger, H. Kempe,
H. Zimmermann, M.P. Fernández*, J. Lapeña***

Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion
Association FZK/EURATOM

***ITN-CIEMAT (Madrid) - Programa de Materiales**

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

1997

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

**Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe**

**Mitglied der Hermann von Helmholtz-Gemeinschaft
Deutscher Forschungszentren (HGF)**

ISSN 0947-8620

Arbeiten zur Grundcharakterisierung am niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod im Vergleich zu OPTIFER

Kurzfassung

Von japanischer Seite wurde den europäischen Labors Plattenmaterial des niedrigaktivierenden Stahles F82H-mod zur Verfügung gestellt. Vom FZK/IMF werden Untersuchungen zur Grundcharakterisierung durchgeführt, die im Rahmen dieses Berichtes mit den Ergebnissen der europäischen OPTIFER-Versionen verglichen werden.

Neben den Kontrollversuchen zur chemischen Zusammensetzung und des Anlieferungszustandes wird das Umwandlungs-, Härte- und Anlaßverhalten beschrieben. Die Zugfestigkeitseigenschaften wurden für den Bereich RT bis 700°C und das Kerbschlagzähigkeitsverhalten im Bereich -80° bis +80°C bestimmt. Breiten Raum nehmen die Versuche zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten ein, die im Temperaturbereich 450-700°C z.Zt. den Standzeitbereich bis rd. 15 000 h experimentell abdecken. Auffallend ist die bei einigen Kenngrößen beobachtete große Streubreite der Meßergebnisse, die einen wesentlich breiteren Versuchsumfang als üblich erforderte.

Basic Characterization of Low-activated F82H-mod Steel as Compared to OPTIFER

Abstract

Low-activated F82H-mod steel plate material was made available to the European laboratories by the Japanese side. Basic characterization work is being performed by FZK/IMF. In the present report, the results obtained shall be compared with the European OPTIFER types.

The chemical composition and the state as delivered are controlled. In addition, transformation, hardness and tempering behaviors shall be described. Tensile strength and impact bending strength were determined in the ranges of RT to 700°C and -80°C to +80°C, respectively. Particular attention is paid to the creep strength behavior. The current tests cover the range of up to 15000 h at temperatures ranging from 450 to 700°C. It can be noticed that the results measured for some parameters are subject to considerable scattering. As compared to previous tests, the experimental scope therefore had to be increased significantly.

Etudes de caractérisation de base sur l'acier F82H-mod de faible activation comparé à OPTIFER

Résumé

Des partenaires japonais ont mis à la disposition des laboratoires européens du matériau en plaque en acier F82H-mod de faible activation. Le FZK/IMF réalise des études de caractérisation de base qui, dans le cadre du présent rapport, sont comparées aux résultats obtenus sur les versions OPTIFER européennes.

En plus des essais de référence sur la composition chimique et l'état de livraison, on décrit le comportement à la transformation et au traitement de trempe et de revenu. Les caractéristiques de traction ont été déterminées pour des températures allant de l'ambiante jusqu'à 700°C, et le comportement de résilience pour des températures de -80°C à +80°C. Une place importante est réservée aux essais concernant la résistance à la rupture et au comportement au fluage qui dans le domaine de températures de 450-700°C couvrent actuellement le domaine expérimental des temps d'utilisation allant jusqu'à 15 000 h environ. Dans quelques grandeurs caractéristiques, on observe une amplitude de variation remarquable des résultats de mesure qui exigeait un nombre considérablement plus important d'essais que normalement.

Estudios de caracterización de base sobre el acero F82H-mod de baja activación en comparación a OPTIFER

Resumen

La parte japonesa puso material en placa del acero F82H-mod de baja activación a la disposición de los laboratorios europeos. El FZK/IMF realiza estudios de caracterización de base que este informe compara con los resultados de las versiones OPTIFER europeas.

Además de los ensayos de referencia sobre la composición química y el estado de entrega, se describe el comportamiento frente a la transformación, al temple y al revenido. Las características de resistencia a la tracción fueron determinadas para temperaturas entre la ambiente y 700°C, y el comportamiento frente a la resiliencia para temperaturas entre -80°C y +80°C. Se describen muy extensamente los ensayos sobre la resistencia frente a elevadas temperaturas en función del tiempo y el comportamiento a la fluencia que actualmente, en la gama de temperaturas de 450-700°C, cubren experimentalmente el campo de períodos de servicio de hasta 15 000 h aproximadamente. En algunas características se observa un margen de dispersión extremadamente grande de los resultados de medición que exigió un número considerablemente más grande de ensayos que normalmente.

Gliederung

Seite

1.	Einleitung	1
2.	Versuchsmaterial	1
3.	Versuchsergebnisse	2
3.1.	Chemische Zusammensetzung	2
3.2.	Anlieferzustand	3
3.3.	Umwandlungsverhalten	3
3.4.	Härteverhalten und Korngröße	4
3.5.	Anlaßverhalten	5
3.6.	Zugfestigkeitseigenschaften	6
3.7.	Zeitstandversuche	6
3.7.1	Versuchsdurchführung	6
3.7.2	1 % Zeit-Dehngrenze, Standzeit, minimale Kriechgeschwindigkeit (Übersicht)	7
3.7.3	Einfluß der Probenlage und Platten-Nr.	9
3.7.4	Bruchdehnung und Brucheinschränkung	10
3.7.5	Zeitstand-Hauptkurven und Extrapolationsmöglichkeiten	10
3.7.6	Kerbschlagzähigkeitsverhalten	12
4.	Zusammenfassung und Ausblick	13
5.	Literatur	15

1. Einleitung

Langfristig ist vorgesehen, als Strukturwerkstoff für die 1. Wand und Blanket von Fusionsreaktoren, niedrigaktivierende Legierungen zu verwenden. D. h., die Abklingkurve der bestrahlten Werkstoffe verläuft so günstig, daß in einem überschaubaren Zeitraum die Dosisrate unter den sogenannten "Hands-on-Level" sinkt und das Material wiederaufarbeitbar bzw. problemlos gelagert werden kann. Ein Entwicklungspfad sind die Arbeiten an martensitischen 9-12% Cr-Stählen, deren Herstellungs- und Verarbeitungstechnologie seit Jahrzehnten bekannt ist und die eine breite Anwendung im konventionellen und auch nuklearen Bereich gefunden haben [1–5]. Um aber als niedrigaktivierende Stähle gelten zu können, müssen bisher so wichtige Legierungselemente wie z.B. Nb, Mo, Ni, Co substituiert und neben anderen, radiologisch unerwünschten Begleitelementen, auf z.T. extrem niedrige Gehalte begrenzt werden. Diese lapidare Feststellung bedeutet aber im Rahmen eines Langzeitprogrammes erhebliche Anstrengungen in zahlreichen Einzelschritten auf metallkundlichem, metallurgischem und analytischem Gebiet [6–9].

Die langjährigen Entwicklungsarbeiten des IMF an martensitischen Stählen im Rahmen des Projektes Schneller Brüter und speziell im europäischen Rahmen zum Projekt Kernfusion, führten zu den vom IMF konzipierten OPTIFER-Legierungen, die z. Zt. optimiert werden [10–14]. Dabei handelt es sich um vollmartensitische 9,5 % Cr-Stähle mit 0,12 % C + Mn, V, N, B und unterschiedlichen Anteilen von W, Ta, Ge, Ce.

Von japanischer Seite wurde ein 8 % Cr-Stahl mit 0,09 % C + W, Mn, V entwickelt, als 5 to-Großcharge realisiert und den europäischen Labors kostenlos zur Verfügung gestellt, die in Absprache und Arbeitsteilung verschiedene Untersuchungsprogramme durchführen [15]. Der vorliegende Bericht umfaßt die Ergebnisse der vom IMF durchgeführten Arbeiten zur Grundcharakterisierung dieser als F82H-mod bezeichneten Legierung im Vergleich zu den OPTIFER-Varianten [14].

2. Versuchsmaterial

Von der NKK-Corp. wurde eine 5 to-Charge im Vakuum-Induktionsofen erschmolzen und zu Platten von 7,5 und 15 mm ausgewalzt, die ins IMF angeliefert und von dort an die beteiligten europäischen Labors verteilt wurden. Die Platten sind fortlaufend

gekennzeichnet, so daß eine genaue Zuordnung zur Lage im Ausgangsblock (Bramme) möglich ist (Bild 1 + 2).

Die vergleichend betrachteten OPTIFER-Varianten wurden von SAARSTAHL-Völklingen in unserem Auftrag doppelt-vakuumverschmolzen (= Vakuum Induktionsöfen + Vakuum Lichtbogenöfen) und zu Stäben von 4kt. 25 mm ausgeschmiedet. Die jeweiligen Vergütungsbehandlungen wurden im IMF durchgeführt.

3. Versuchsergebnisse

3.1. Chemische Zusammensetzung

Von japanischer Seite (NKK-JAERI) wurde eine Analyse mitgeteilt, die in Tabelle 1, Spalte a aufgeführt ist und sich auf vier verschiedene Positionen in der Bramme bezieht (top-middle-middle-bottom). Die Werte der Grundzusammensetzung (Teil A) werden durch die Kontrollanalysen vom IMF und CIEMAT-Madrid weitgehend bestätigt, bis auf den höheren Cr-Gehalt in der Platte 802-2-14 des IMF, wohingegen 3 Analysen an 2 Platten des CIEMAT im Cr-Gehalt mit NKK-JAERI übereinstimmen.

Die Analysewerte der radiologisch unerwünschten Begleitelemente, soweit sie bisher bestimmt wurden, sind im Teil B aufgeführt.

Im Bild 3 sind für alle radiologisch unerwünschten Begleitelemente die maximalen Konzentrationen dargestellt (Spezifikation) und die bisher analysierten Werte der realen Legierungen. Bis auf den japanischen Nb-Wert liegen die Analysenwerte im Bereich der OPTIFER-Stähle. Eingehalten bzw. annähernd erreicht wurde lediglich das Limit für Zr, Si, Ti und Sn. Für das dominierende Element Nb konnte der japanische Wert von 1 ppm zunächst nicht bestätigt werden wegen der Nachweisgrenze der Analysenmethode (≤ 100 ppm). Neuere Analysen (ICP/OES bzw. Aktivierungsanalyse durch Zyklotronbestrahlung) ergaben Werte von < 8 bzw. $2,5 \pm 1$ ppm.

Für die Elemente Hf bis Ru liegen noch keine gesicherten Werte vor, bzw. müssen noch geeignete Analysemethoden entwickelt werden.

3.2. Anlieferzustand (Platte RB 802-3-20)

Die gelieferten Platten sind vom Hersteller fertig vergütet = 1040°38'+750°1h. Das Gefüge ist vollmartensitisch und δ -Ferrit-frei. An der Längsprobe wurde eine Korngröße von 78,6 μm und an der Querprobe 51,4 μm gemessen. Die Härte liegt bei 212-216 HV 30. Primärkarbide wurden lichtmikroskopisch nicht festgestellt (Bild 4).

3.3. Umwandlungsverhalten (RB 802-3-20)

Die Fa. SAARSTAHL hat in unserem Auftrag ein kontinuierliches ZTU-Schaubild für die Austenitisierungstemperatur 1040 °C aufgestellt (Bild 5a). Die wesentlichen Umwandlungspunkte ergaben sich für

$Ac_{1b} = 835 \text{ °C}$	$M_s = 425 \text{ °C}$	Perlit-Bildung: ab 0,8 °/min.
$Ac_{1e} = 915 \text{ °C}$	$M_f = 220 \text{ °C}$	

Im Vergleich zu den OPTIFER-Chargen (Bild 6) setzt die F + Kb/P-Bildung etwas später ein, allerdings unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit ab 815 °C.

Damit sind die niedrigaktivierenden Stähle immer noch als umwandlungsträge und als Lufthärter anzusehen, obwohl sie im Vergleich zu dem konventionellen Stahl MANET-II aus dem Fusionsprogramm deutlich früher in der P-Stufe umwandeln [16,17].

Bemerkenswert ist die hohe Abschreckhärte von 525 HV10 nach Abkühlung in NaOH. Dies ist auf den geringeren Selbstanlaßeffekt bei der raschen Abkühlung der kleinen Dilatometerprobe zurückzuführen.

Eine bisher unbeantwortete Frage, wie sich nach der Austenitisierung längere isotherme Haltezeiten im umwandlungsfreien Temperaturbereich zwischen Perlitbildung und Martensitstufe, nach weiterer Abkühlung auf RT (Härtung) auf das zu erwartende martensitische Gefüge auswirken, konnte durch eine Versuchsreihe geklärt werden. Diese Frage ist insofern von Bedeutung, wenn größere oder komplizierte Bauteile nicht in einem Zug von der Austenitisierungstemperatur bis RT wegen Verzugsgefahr abgeschreckt werden können (Stufenabkühlung bzw. Warmbadhärtung).

Eine Probenserie wurde bei 1040 ° austenitisiert und in einen Ofen von 500 ° umgesetzt (Martensitbildungstemperatur $M_s = 425 \text{ °}$). Nach verschiedenen langen Haltezei-

ten des so unterkühlten Austenits (5 h bis 10 000 h) wurden die Proben an Luft abgekühlt (Bild 5b). Die metallografische Nachuntersuchung ergab bei allen Proben, selbst bei den über das normale Maß hinausgehenden extrem langen Zeiten von 500 – 10 000 h unterschiedslos eine vollmartensitische Gefüge mit gleichem Härteniveau, wie es auch bei kontinuierlicher Abkühlung mit 1,25 °/min erreicht wird.

3.4. Härteverhalten und Korngröße (RB 802-3-20)

Proben des Anlieferzustandes wurden von Temperaturen zwischen 850 ° - 1150 °C gehärtet und anschließend metallografisch untersucht. Die Härteannahme geht aus Bild 7a hervor. Mit Überschreiten von A_{c1e} (= 915 °) wird die maximale Härte erreicht, die temperaturunabhängig bei 400 – 409 HV30 liegt und damit den Werten der drei OPTIFER-Chargen 664, 667, 668 entspricht. Das deutlich niedrigere Härteniveau der OPTIFER-Charge 666 ist auf die zahlreichen Primärkarbide dieser hoch-Ta-haltigen Version zurückzuführen, die einen Teil des Kohlenstoffs abgebunden haben, der dann nicht mehr für die Martensithärte der Matrix zur Verfügung steht.

Die Korngröße (Bild 7b) nimmt von 27 µm (bei 900 ° HT) mit steigender Härtetemperatur auf 98 µm (bei 1150 °) zu. Im Vergleich zu drei OPTIFER-Chargen mit Ta-Gehalten von $\geq 0,065\%$ ist F82H-mod deutlich grobkörniger und liegt im Bereich der OPTIFER-Charge 668, die ebenfalls nur einen Ta-Anteil von $< 0,02\%$ aufweist und somit klar ist, daß zur Kornfeinung ein Ta-Anteil $> 0,02\%$ erforderlich ist.

Ein Novum ergaben die Gefügeuntersuchung der bei 875 ° und 900 °C abgeschreckten Proben. Diese in der α - γ -Umwandlung befindlichen Proben bilden bei der Abkühlung ein zweiphasiges Gefüge aus Martensit und Ferrit, wobei die Ferritbildung bei 875 °C am stärksten ausgeprägt ist, was auch die im Bild 7a eingezeichnete Härtespanne erklärt. Im Bild 8 sind Gefügaufnahmen der zwischen 850 °C und 950 °C gehärteten Proben wiedergegeben, die das Auftreten von Ferrit zeigen, und zwar unabhängig davon, ob Proben des vergüteten Zustandes (a-d) oder des nur gehärteten Zustandes vorliegen (e + f).

Diese Zweiphasigkeit, die bisher bei keinem der zahlreichen untersuchten martensitischen Stählen beobachtet wurde, ist dann von Bedeutung und Nachteil, wenn im Betrieb einer Anlage mit einer kurzzeitigen Temperaturtransiente $> A_{c1b}$ gerechnet werden muß [18].

3.5. Anlaßverhalten (RB 802-3-20)

Zur Untersuchung des Anlaßverhaltens wurden Proben bei 1040°30'VV gehärtet und anschließend im T-Bereich 300 °C bis 850 °C 2h angelassen. Die Härtemessungen (Bild 9) ergeben ähnliche Werte wie die OPTIFER-Chargen 664, 667 und 668. Das Sekundärhärtemaximum zwischen 450 °C – 550 °C ist wegen des etwas niedrigeren C-Gehaltes nur schwach ausgeprägt. Die Härteabnahme im Anlaßtemperaturbereich 600 – 800 °C entspricht ebenfalls der der OPTIFER-Chargen. Bei 850 °C wird wegen der einsetzenden α - γ -Umwandlung schon eine etwas erhöhte Härte gemessen, im Gegensatz zur 850 °C-Glühung des Anlieferzustandes (s. Bild 7a).

Durch die Vergütung (Härten und Anlassen) wird ein bestimmtes Härte- bzw. Festigkeitsniveau eingestellt. Der spätere langzeitige Einsatz bei erhöhten Temperaturen übt eine zusätzliche Anlaßwirkung auf den Vergütungszustand aus (auch als Alterung bezeichnet), wodurch die ursprünglich eingestellte Vergütungshärte bzw. –festigkeit erniedrigt wird. Deren Einfluß wird durch das Bild 9 nicht abgedeckt und muß durch entsprechenden Versuch zur Anlaßbeständigkeit ergänzt werden. 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 durch einen Parameter der Form $P = T_K (c + \log t)$ beschrieben [19], der später durch eine Arbeit von Larson und Miller [20] zur Beschreibung des Zeitstandfestigkeitsverhaltens bekannter wurde. Dadurch kann in begrenztem Rahmen von Versuchen mit kürzerer Dauer auf experimentell noch nicht abgedeckte längere Zeiten geschlossen werden.

Zur Überprüfung der Anlaßbeständigkeit des eingestellten Vergütungszustandes = Anlieferzustand (1040 ° 38' + 750 ° 1h) wurden Proben zusätzlich zwischen 450 – 750 ° über 2000 h und zwischen 650 – 800 ° über 500 h geglüht.

Die Härteabnahme infolge der Anlaß- und Glühbehandlungen geht aus Bild 10 in Form der Anlaß – Hauptkurven hervor, in dem die an F82H-mod. gemessenen Werte zu den OPTIFER-Kurven eingetragen sind. Der Stahl F82H-mod. verhält sich ähnlich wie die OPTIFER-Charge 668, d.h. erst oberhalb einem P-Wert von 18,5 (\cong 600 ° 500 h oder 550 ° < 20000 h) ist eine allmähliche Härteabnahme erkennbar. Im Gegensatz dazu weist die OPTIFER-Charge 666 mit 1,5 % Ta in diesem Bereich

eine ausgeprägte Härteabnahme auf, die auf Rekristallisation mit Grobkornbildung zurückzuführen ist [14]. Die Bilder 11a – d zeigen das Gefüge nach der jeweils 2000 h-Glühung bei 450 – 750 °. Bei 750 ° sind erste Bereiche einer Entwicklung und Vorstufe der Ferritbildung mit deutlicher Härteabnahme erkennbar. Alle Härtewerte der Kapitel 3.4 und 3.5 sind in der Tabelle 2 zusammengestellt.

3.6. Zugfestigkeitseigenschaften (RB 802-3-8/802-3-17)

Der Anlieferungszustand wird durch zwei Zugversuchsreihen charakterisiert, die den Prüftemperaturbereich RT –700 ° abdecken (Tabelle 3). Einmal wurden Versuche mit Proben der Abmessung $\varnothing 5 \times 30$ mm ($d_0 \times L_0$) aus der Platte 3 – 8 bei RT und 250 – 700 °C durchgeführt und zusätzlich mit Proben der Abmessung $\varnothing 3 \times 35$ mm aus der Platte 3 – 17 bei RT und 350 – 650 °, wie sie auch bei den als Vergleich eingezeichneten MANET-II-Versuchen verwendet wurden [21].

Die in der Tabelle 3 zusammengestellten Daten sind im Bild 12 zusammen dargestellt. Zunächst erkennt man, daß die Verzahnung der Prüftemperaturen in den zwei Versuchsreihen zu einer guten Übereinstimmung und Passung der Kennwerte R_m , $R_{p0.2}$, A_g und Z führt. Für die Bruchdehnung A im Teilbild C ergeben sich erwartungsgemäß zwei deutlich voneinander abgesetzte Kurvenzüge wegen unterschiedlichen Meßlängenverhältnisse der Proben (1:6 bzw. 1:12 bei $\varnothing 5 \times 30$ bzw. $\varnothing 3 \times 35$ mm).

Im Vergleich zu den OPTIFER-Legierungen liegen die Zugfestigkeits- und Streckgrenzwerte deutlich unter den Werten der W-legierten Variante 664 und im Bereich der Ge-legierten Variante 668 mit der erniedrigten Härtetemperatur von 950 °. Mit den niedrigeren Festigkeitskennwerten sind aber nicht höhere Duktilitätskennwerte verbunden, insbesondere die Werte für die Gleichmaßdehnung A_g liegen am unteren Rand der Vergleichslegierungen.

3.7. Zeitstandversuche (RB 802-2-14, 3-10, 3-17)

3.7.1. Versuchsdurchführung

Die Zeitstandversuche werden nach DIN 50 118 mit Gewindekopfproben der Abmessung $\varnothing 5 \times 25$ mm bzw. $\varnothing 8 \times 50$ mm ($d_0 \times L_0$) in Einproben-Prüfständen durch-

geführt. 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 $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ 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, aus der die verschiedenen Zeit-Dehngrenzen-Werte entnommen werden (0,1 – 5 %). Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung (A_u) und Brucheinschnürung (Z_u) werden nach dem Versuch an der Probe bestimmt.

Ursprünglich war vorgesehen, die Zeitstandversuche umfassend an der Platte 3-17 durchzuführen und durch einige ergänzende Versuche an anderen Platten abzurunden. Im Verlauf des Versuchsprogrammes zeigten sich jedoch erhebliche Streuungen in den Resultaten, auch bei Doppelversuchen mit identischen Proben, so daß auch die Platten 3-10 und 2-14 in stärkerem Umfang untersucht wurden. Deshalb sollen zunächst anhand der drei wesentlichen Kenngrößen – 1 % Zeit-Dehngrenze, Standzeit und minimale Kriechgeschwindigkeit – alle bisher vorliegenden Versuchsergebnisse ohne weitere Separierung (wie Platten-Nr., Probenlage usw.) dargestellt werden, sozusagen als repräsentative Streubänder für die Charge 9741 im Anlieferzustand.

3.7.2. Zeitstandverhalten – Übersicht ($R_{p1,0}$, R_m , $\dot{\epsilon}_{p\min}$)

Im Bild 13 sind die Zeiten für 1 % Kriechdehnung (t_{ϵ_f}) in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen. Bei $450 \text{ }^\circ\text{C} - 340 \text{ MPa}$ und $600 \text{ }^\circ\text{C} - 140 \text{ MPa}$ wurden mehrere Versuche mit jeweils identischen Proben gefahren. Die Spannweite innerhalb einer Charge (Faktor 2 – 5) ist deutlich größer als bei den bisher untersuchten martensitischen Stählen (MANET, OPTIFER); und bei $550 \text{ }^\circ\text{C}$ Prüftemperatur umfaßt das Streuband mehr als 1 Dekade.

Bei den Standzeitwerten t_m (Bild 14) ist die Spannbreite allgemein etwas kleiner, aber für die Prüftemperaturen 450 – 600 °C differieren sie immer noch um den Faktor 3. Mit eingezeichnet sind auch die noch laufenden Langzeitversuche, die den Standzeitbereich $\geq 10^4$ Stunden abdecken.

Bei den Werten für die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{pmin}$ (Bild 15) liegt die Streuung im normalen Rahmen. Eine Mittelwertgerade, aus deren Neigung sich der Spannungsexponent n nach der Norton'schen Kriechbeziehung $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ ergibt, führt vorläufig zu folgenden n -Werten:

450 °	$n = 25$	(400-300 MPa)
500 °	$n = 23$	(300-220 MPa)
550 °	$n = 21$	(240-180 MPa)
600 °	$n = 12,5$	(180-100 MPa)
650 °	$n = 8,4$	(140-80 MPa)
650 °	$n = 5$	(80-50 MPa)
700 °	$n = 4,6$	(70-40 MPa)

Die Abknickung bei 650 °C mit daraus resultierendem kleinerem n -Wert für den niedrigeren Spannungsbereich wird auch bei anderen Varianten und Legierungen beobachtet [21] und ist die Folge von strukturellen Änderungen bei höheren Temperaturen und langen Beanspruchungszeiten. Demzufolge gelten die angegebenen n -Werte zunächst nur für den experimentell abgedeckten Spannungsbereich. Eine Bestimmung der k -Werte sollte erst vorgenommen werden, wenn die laufenden Versuche weitgehend abgeschlossen sind und Einvernehmen erzielt wird, ob die Lage der Mittelwertgeraden oder die untere Begrenzung mit den höheren $\dot{\epsilon}_{pmin}$ -Werten herangezogen wird.

Die hier beschriebene Spannbreite anhand von 3 wesentlichen Kenngrößen wird nochmals verdeutlicht, wenn man sich den Kriechverlauf der jeweils identischen Proben, die bei 450 °C – 340 MPa und 600 °C – 140 MPa geprüft wurden, anschaut. In den Bildern 16 + 17 ist für jeden Versuch die Dehnung bis max. 5 % gegen die Versuchszeit dargestellt und die Spannbreite für die 1 % Kriechgrenze nochmals extra markiert.

3.7.3 Einfluß der Probenlage (längs-quer) und Platten-Nr. (3-17; 3-10; 2-14)

Bei der Probenentnahme von gewalzten Produkten wird vielfach aufgrund der Walztextur ein deutlicher Unterschied in den mechanischen Kennwerten zwischen längs und quer zur Verformungsrichtung entnommenen Proben beobachtet. Werden dagegen, wie im Falle von MANET-II [21] und F82H-mod., die Bleche nach jedem Stich um 90 ° gedreht, so wird die Ausbildung einer ausgeprägten Textur verhindert.

Von den Platten 3 – 17 und 3 – 10 wurden Proben längs und quer zur Plattenrichtung entnommen und geprüft. Im Bild 18 sind die Standzeiten in Abhängigkeit von der Prüfspannung aufgetragen. Ein Einfluß der Probenlage auf die Zeitstandfestigkeit ist nicht erkennbar bzw. ist uneinheitlich und liegt deutlich unterhalb der Streubreite gleicher Proben aus einer Platte.

Eine Aufteilung der bisher vorliegenden Standzeitwerte nach der Platten-Nr. erfolgt im Bild 19, getrennt nach Längs- und Querproben. Nach dem bisherigen Stand der Untersuchungen liegen tendenziell die Werte von Proben der Platten-Nr. 3 – 10 etwas unter denen der Platten 3 – 17, und die Werte der Proben aus Platte 2 – 14 entsprechen denen der Platte 3 – 17 bzw. liegen teilweise geringfügig höher. Etwas deutlicher ist der Unterschied bei den Werten für 1 % - Kriechdehnung (Bild 20). Bei diesem Kennwert erreichen besonders die bei 550 °C geprüften Proben aus der Platte 2 – 14 deutlich längere Zeiten.

Ein Grund könnte sein, daß die Anlaßbehandlung 700 ° 1h unter Betriebsbedingungen nicht ausreichend war und demzufolge sich bei 550 °, als der Temperatur des Sekundärhärtemaximums (s. Bild 9), zusätzliche Ausscheidungen bilden.

Unterschieden ist bei den Symbolen im Bild 20 noch, ob \varnothing 5 oder \varnothing 8 mm Proben verwendet wurden. Ein Einfluß der Probenform in diesem Rahmen ist ohne Einfluß auf das Zeitstandfestigkeits und Kriechverhalten, wie schon früher mehrfach beobachtet und beschrieben wurde.

Im Bild 21 ist ebenfalls beispielhaft die Kriechkurvenschar für die bei 500 ° - 260 MPa durchgeführten Versuche mit Proben unterschiedlicher Abmessung und Probenlage aus 3 verschiedenen Platten dargestellt. Die Streuung entspricht der identischer Proben (s. Bilder 16 + 17).

3.7.4. Bruchdehnung und Brucheinschnürung

Ein Einfluß der Probenlage sollte sich noch am ehesten bei den Duktilitätskennwerten zeigen. In den Bildern 22 a + b sind zunächst nur für die Platte 3 – 17 die Bruchdehnungswerte A_u und die Brucheinschnürungswerte Z_u in Abhängigkeit von der Standzeit und für jede Prüftemperatur in einem Teilbild aufgetragen. Auch diese beiden Kennwerte zeigen keinen Unterschied zwischen Längs- und Querproben im Rahmen der vorliegenden Streubreite. Deutlich wird allerdings die Tendenz, daß ab 500 °C Prüftemperatur die Bruchdehnungswerte mit zunehmender Standzeit abnehmen, insbesondere bei 600 und 650 °C. Diese Tendenz wird auch bei weiteren W-haltigen Varianten beobachtet. Eine endgültige Aussage muß durch die noch laufenden Langzeitversuche mit zu erwartenden Standzeiten von $\geq 10^4$ h erhärtet werden.

Ergänzt man diese Bilder durch die Ergebnisse von Versuchen an den Platten 3 – 10 und 2 – 14 (Bild 23 a + b), wird die Streubreite zwar etwas größer, aber tendenziell ändert sich nichts.

3.7.5 Zeitstand- Hauptkurven und Extrapolationsmöglichkeiten

In begrenztem Rahmen läßt sich von bei höheren Temperaturen erreichten Versuchszeiten auf längere, experimentell noch nicht erreichte Zeiten extrapolieren [22]. In der Vergangenheit wurden zahlreiche Verfahren vorgeschlagen, die aber allesamt ihrem eigentlichen Ziel und Zweck nicht gerecht wurden, Langzeitversuche weiterhin erforderlich machen und lediglich eine Abschätzung erlauben. Anhand umfangreicher experimenteller Datensätze sind diese Verfahren überprüft worden [23, 24]. Am praktikabelsten erwies sich noch das Verfahren von Larson-Miller [20] in der Form $P = (c + \log t)$, in dem die Versuchszeit mit einem Festwert c verknüpft ist. Dieser c -Wert liegt für austenitische Stähle im allgemeinen im Bereich 18 – 20 und für die martensitischen 9 – 12 % Cr-Stähle um 25. Anhand der experimentellen Befunde kann der c -Wert im Einzelfall optimiert werden, um eine gute Überlappung und Anpassung in der sogenannten Zeitstand-Hauptkurve zu erreichen.

Im Laufe der Untersuchungen zeigte sich, daß der bisher verwendete c -Wert von 25 für diese Stahlgruppe, beim Stahl F82H-mod. zu einer schlechten Anpassung der Temperaturkurvenstücke führte (Bild 24a, obere Kurve). Eine Erhöhung auf einen

runden Wert von 30 führte zwar für die Standzeitkurve zu einer befriedigenden, bei der 1 %-Zeit-Dehn-grenzenkurve aber immer noch zu einer unbefriedigenden Anpassung für die höheren Prüftemperaturen (Bild 24b). Eine rechnerische Bestimmung mit mehreren Spannungsschnitten bei allen Prüftemperaturen führte zu einem mittleren c-Wert von 33 (25,4 – 41,4).

Mit diesem Wert sind die bisher ermittelten Versuchswerte der Platten 3 – 17, 3 – 10, 2 – 14 für die 1 %-Zeit-Dehngrenze und die Standzeit im Bild 25 a+b dargestellt. Zunächst bedeutet der gestrichelte Kurvenverlauf eine Mittelwertgerade für die Resultate der Platte 3 – 17 (•). Dadurch wird die schon im Kapitel 3.7.3 angesprochene Tendenz deutlich, daß die Werte der Platte 3 - 10 (Δ) leicht unterhalb, und die Werte der Platte 2 - 14 (∇), hier besonders die 1 %-Zeit-Dehngrenzwerte im Teilbild a und mittleren P-Bereich, oberhalb des Kurvenzuges liegen. Nach Abschluß der laufenden Versuche läßt sich dann für $R_{p1\%}$ und R_m ein einhüllendes Streuband für den Spannungsbereich dieser beiden Kenngrößen angeben. Markiert sind die Parameterwerte für die Temperaturen 400 ° - 650 °C und 10^4 Std., so daß die Spannungen direkt abgeschätzt werden können, die zu 1 % Kriechdehnung bzw. zum Bruch führen. Anhand des unterhalb angegebenen Auflösungsnetzes lassen sich die Spannungen für weitere T/t-Kombinationen inter- bzw. extrapolieren.

Ein vorläufiger Vergleich F82H-mod. – OPTIFER erfolgt zunächst anhand der Zeitstand-Hauptkurven für die Zeitstandfestigkeitswerte im Bild 26. Für F82H-mod. wurden die 10^4 h-Werte aus Bild 24 (Spannungsbreite) entnommen und mit $C = 25$ in Bild 26 übertragen. Gegenüber der ebenfalls W-haltigen OPTIFER-Ia-Charge 664 liegt die F82H-mod.-Charge durchweg um 20 – 25 % niedriger. Die W-freie OPTIFER-Charge 668 bildet die untere Begrenzung des Zeitstandfestigkeitsbereiches und liegt um 10 – 40 % unter F82H-mod. Die OPTIFER-Variante III mit 1,6 % Ta weist zwar zunächst die höchsten Zeitstandfestigswerte auf, jedoch bewirkt die bei 550 ° unter Spannungseinfluß beschleunigt ablaufende Rekristallisation mit Grobkornbildung [14] einen drastischen Festigkeitsabfall.

Qualitativ gilt dieser Vergleich auch für die 1 %-Zeit-Dehngrenzen-Kurven. Analog den Unterschieden in den Zeitstandwerten ist auch das Kriechverhalten entsprechend abgestuft. Gegenüber den im Bild 15 dargestellten Werten für die minimale Kriechgeschwindigkeit für F82H-mod. weist OPTIFER-Ia deutlich niedrigere

Kriechraten auf. Allerdings sollte das Kriechverhalten erst nach Vorliegen der Werte aus den noch laufenden Langzeitversuchen an F82H-mod. und OPTIFER quantitativ bewertet werden. Gleiches gilt für die Zeitabhängigkeit der Duktilitätskennwerte Bruchdehnung und Brucheinschnürung.

3.7.6 Kerbschlagzähigkeitsverhalten (RB 802-3-8, 3 – 10)

Zur Grundcharakterisierung wurden zunächst Kerbschlagversuche mit ISO-V-Proben aus der Platte 3 – 8 im T-Bereich -60 bis $+ 80^{\circ}$ durchgeführt, deren Streuung im normalen Rahmen liegt [25]. Aus der Platte 3 – 10 wurden Proben für Alterungsversuche über 5000 h bei $550/600^{\circ}$ gefertigt. Die als Vergleich dienenden ISO-V-Proben des Anlieferzustandes zeigten aber im Bereich des Steilabfalls erhebliche Streuungen wie aus Bild 27 hervorgeht (Δ). Versuche bei SAARSTAHL – Völklingen mit Proben der gleichen Serie (\bullet) bestätigten diese Streubreite, ebenso die Versuche bei CIEMAT/Madrid (\bullet).

Die Versuche an Proben aus 2 Platten und 3 Labors ergeben ein relativ breites Streuband für F82H-mod. im Bereich des Steilabfalls und für FATT eine Temperaturspanne von -35° bis $- 10^{\circ}$. Somit bilden die Ergebnisse der Platte 3 – 8 praktisch eine Mittelwertkurve. Diese A_v/T -Kurve wird im Bild 28 als Vergleich zu OPTIFER und MANET-II herangezogen. Diese Darstellung zeigt, daß in der Hochlage, wie bei den OPTIFER-Varianten, deutlich höhere Werte für die verbrauchte Schlagarbeit erreicht werden als bei dem konventionellen martensitischen Stahl MANET-II [16]. Der Steilabfall erfolgt bei F82H-mod. allerdings bei höheren Temperaturen als bei den OPTIFER-Chargen 664 und 668. Daraus ergibt sich auch bei der Bewertung des kristallinen Bruchanteils eine höhere FATT (= Fracture Appearance Transition Temperature \cong 50 % kristaliner Fleck) von $- 20^{\circ}$ gegenüber $- 46^{\circ}$ bzw. $- 43^{\circ}\text{C}$. Das sehr ungünstige Verhalten der OPTIFER-Charge 666 mit 1,6 % Ta ist auf die zahlreich vorliegenden Primärkarbide zurückzuführen, die als Rißinitiatoren wirken und den frühen Steilabfall in der A_v/T -Kurven begünstigen.

4. Zusammenfassung und Ausblick auf laufende Untersuchungen

Die bisher vorliegenden Ergebnisse zur Basis-Charakterisierung des japanischen LA-Stahles F82H-mod. (Chg. 9741) vermitteln schon einen guten Überblick über die Fähigkeiten dieser Legierung, insbesondere im Vergleich zu den europäischen OPTIFER-Legierungen. Für einen direkten und zukünftigen Vergleich sollte allerdings nur die ebenfalls W-haltige, Ce-desoxidierte Version (\cong Ia) oder alternativ die W-freie Version (\cong II) herangezogen werden. Die Versionen mit 1,6 % Ta bzw. γ -desoxidiert, weisen unübersehbare Schwächen bezüglich Strukturstabilität und Reinheit auf [14].

- Mit F82H-mod. wurde auf metallurgischer Seite ein deutlicher Fortschritt erreicht. Niob als radiologisches kritischstes Begleitelement, konnte auf einen Wert von $1 - < 8$ ppm abgesenkt werden und liegt damit mehr als 1 Größenordnung unter den OPTIFER-Werten.
- Die Legierung ist nach dem Härten vollmartensitisch und δ -Ferrit-frei.
- Das Umwandlungs-, Härte- und Anlaßverhalten entspricht dem der OPTIFER-Legierungen. Allerdings kommt es beim Abkühlen von Temperaturen $> 800 < 900$ ° zur Ferritbildung. Warum F82H-mod. zweiphasig wird und insbesondere der Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften im Falle von Temperatur-Transienten, ist Gegenstand laufender Untersuchungen.
- Die Zugfestigkeitseigenschaften liegen im T-Bereich $RT-700$ ° ≈ 10 % über den Werten der W-freien Version von OPTIFER-II, erreichen allerdings nicht die deutlich höheren Werte der 1 % W-Version OPTIFER-Ia. Trotzdem ist im Kerbschlagzähigkeitsverhalten bei F82H-mod. ein Steilabfall in der A_v -T-Kurve bei deutlich höheren Temperaturen zu beobachten. Bei diesem Kennwert wird den Ergebnissen aus den Bestrahlungsversuchen besondere Bedeutung zukommen.
- Die Zeitstandversuche im T-Bereich $450 - 700$ ° mit Versuchszeiten von z. Zt. bis zu 20.000 h erlauben belastbare Aussagen zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten. Für Zeiten von 10^2 , 10^3 und 10^4 h sind die Zeit-Dehngrenze $R_{p1,0}$ und die Zeitstandfestigkeit R_m für den T-Bereich $400 - 700$ ° im Bild 29 vergleichend dargestellt. Dieses für den Ausleger wichtige Diagramm zeigt auch quantitativ die mittlere Lage von F82H-mod. gegenüber der W-freien Version OPTIFER-II und der W-Version von OPTIFER-Ia. Die Untersuchungen des an-

gelieferten Vergütungszustandes von F82H-mod. werden ergänzt durch lfd. Untersuchungen an gealterten Proben, die im T-Bereich 300 – 600 ° über 5000 h zusätzlich geüht wurden und vom FZK gemeinsam mit CIEMAT-Madrid geprüft wurden.

Desweiteren werden Vergütungszustände mit erniedrigten Härtetemperaturen untersucht, um insbesondere das Potential für die Verbesserung des Kerbschlagzähigkeitsverhaltens auszuloten [25]. Zeitstandversuche mit einer vorlaufenden T-Transiente auf 875 ° und anschließender Zeitstandbeanspruchung bei 500 °, sowie Versuche im zweiphasigen Vergütungszustand (875 ° + 750 °) sind weitgehend abgeschlossen.

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

5. Literatur

- [1] J.Z. Briggs, T.D. Parker, "The Super 12 % Cr Steels", Climax Molybdenum Company, New York, 1965
- [2] J.Z. Briggs, T.D. Parker, "Eigenschaften und Anwendung der modifizierten 12 %-Cr-Stähle", Schweizer Archiv, Juni 1967, S. 167 – 181
- [3] K. Anderko, "Zur Eignung warmfester Vergütungsstähle mit 9 – 12 % Cr für Komponenten im Kern Schneller Reaktoren – ein Überblick", Journal of Nuclear Materials, 95 (1980), S. 31 – 43
- [4] K. Ehrlich, K. Anderko, "Metallische Werkstoffe als Erste-Wand-Werkstoffe für zukünftige Fusionsreaktoren", Journal of Nuclear Masterials 171 (1990), S. 139 – 149
- [5] K. Ehrlich, D.R. Harries, A. Möslang (Editors), "Characterisation and Assessment of Ferritic/Martensitic Steels", FZKA 5626, Februar 1997
- [6] Proceedings of the workshop on Low-Activation-Materials
 - a) Ispra/Italien, 1. – 3.10.1990
 - b) Culham/GB, 8. – 12.4.1991
 - c) JAERI/Japan, 26. – 28.10.1992
- [7] S. Cierjacks, K. Ehrlich, E. Materna-Morris, L. Schäfer, M. Schirra, C. Wassilew, "The physical metallurgie of 9 – 12 % Cr-Steels. The development of MANET and the Low Activation Alloy CeTa", see [6c], S. 125 – 148
- [8] R.L. Klueh, K. Ehrlich, F. Abe, "Ferritic/martensitic steels: promises and problems", Journal of Nuclear Materials 191 – 194 (1992), S. 116 – 124
- [9] E. Daum, K. Ehrlich, M. Schirra (Editors), "Proceedings of the Second Milestone Meeting of European Laboratories on the Development of Ferritic/Martensitic Steels for Fusion Technology", Karlsruhe 1996, FZKA 5848, Mai 1997
- [10] K. Ehrlich, <http://hbksun17.fzk.de:8080/ifm/stahld.jpg>

- [11] K. Ehrlich, M. Schirra, "Entwicklungsarbeiten an Nb-stabilisierten martensitischen 9 – 12 % - Chromstählen für Anwendungen in der Energietechnik". Tagungsband der 15. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf, 6.11.92, S. 64 – 80
- [12] K. Anderko, K. Ehrlich, L. Schäfer, M. Schirra, "Ceta, ein Entwicklungsschritt zu einem schwach aktivierbaren martensitischen Stahl", KfK 5060, Juni 1993
- [13] K. Ehrlich, S. Kelzenberg, H.D. Röhrig, L. Schäfer, M. Schirra, "The Development of Ferritic-Martensitic Steels with Reduced Longterm Activation", Proceedings of ICFRM-6, Stresa-Italy, 27.0. – 1.10.93, Journal of Nuclear Materials 212 - 215 (1994), S. 678 – 683
- [14] M. Schirra, K. Ehrlich, S. Heger, M.T. Hernández, J. Lapeña, "OPTIFER, ein weiterer Schritt zur Entwicklung niedrigaktivierender martensitischer Stähle", FZKA 5624, Nov. 1995
- [15] R. Lindau (Editor), "Homogeneity Tests of European Laboratories on Alloy F82H-mod.", FZKA 5814, in preparation
- [16] M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann, "MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften", KfK 5177, Mai 1993
- [17] M. Schirra, H. Finkler, "Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen Stähle mit 8 – 14 % Cr", FZKA 5607, 1995
- [18] M. Schirra, "Creep-rupture and creep behaviour of martensitic X18CrMoVNb 11.1 type steel at elevated temperatures and after a temperature transient", steel research, No. 6/93, pp. 322 – 330
- [19] J.H. Hollomon, L.D. Jaffe, "Time-temperature Relations in Tempering Steel", Transaction of the Am. Inst. of Mining and Met. Eng. 162/1945, pp. 223 – 249
- [20] F.R. Larson, J. Miller, "A time-temperature relationship for rupture and creep stresses", Trans. ASME 72 (1952, 765/75)
- [21] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein, "Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles MANET-II", FZKA 5722, Oktober 1996

- [22] H. Schmitz, A. Krisch, W. Wepper, " Zur Umrechnung von Zeitstandwerten auf andere Temperaturen", Stahl und Eisen 55 (1935), S. 1523/34, Archiv für das Eisenhüttenwesen 20 (1949), S. 395/99, Archiv für das Eisenhüttenwesen 28 (1957), S. 339/44
- [23] K. Bungard, W. Schmidt, "Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten", DEW-Techn. Berichte, 1. Band, 1961, Heft 3, S. 84/95
- [24] J. Granacher, H. Wiegand, "Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle", Archiv für das Eisenhüttenwesen 43, Heft 9 (1972), S. 699 – 704
- [25] L. Schäfer, pers. Mitteilung

Tabelle 1

Chemische Zusammensetzung

F82H-mod. Charge 9741

	NKK-JAERI	FZK-IMF	CIEMAT	OPTIFER I-III
	a	b	c	d
A) Fe	Basis	→	→	→
C	0,09 %	0,088	0,097-0,107	0,11-0,13 %
Cr	7,64-7,61	8,36	7,58-7,75	9,3-9,6
W	1,94-1,97	2,04	2,06-2,10	0,005-0,98
Mn	0,16	0,156	0,16	0,48-0,50
V	0,16	0,162	0,13-0,14	0,23-0,30
Ta	0,02	0,009	0,005	0,01-1,61
B	2 ppm		4-4,5 ppm	57-82 ppm
N	60-80 ppm			59-177 ppm
P	20 ppm			39-60 ppm
S	10-20 ppm		30-150 ppm	10-60 ppm
O ₂		103-133 ppm		47-90 ppm
B) Nb	1 ppm	101 *	< 100	90-170 ppm
Mo	30	< 30	80-100	25-50
Ni	200	210	15	50-120
Cu	100	63	30	35-460
Al	30	16	20-40	70-150
Si	1100		2100-2300	380-800
Ti	100	< 30	40	60-140
Co	50	37	30-42	
Zr			100	< 100
	note: D.Harries May 94	RB 802-2-14	801 - 6 - 7 802 - 3 - 4	FZKA 5624

* < 8 ppm (Adelhelm 3/96)

2,5 ppm (Daum, activation analysis)

Tabelle 2	
Härtekennwerte	
F82H-mod., Chg. 9741	Platte RB802 - 3 - 20
a) Anlieferungszustand=	212-214 HV30 (längs-Mitte) 216 (quer-Mitte-außen)
b) Härte in Abhängigkeit von der Härtetemperatur:	
850°30'V/V = 165-168 HV30	1000°30'V/V = 403-406 HV30
875°30'V/V = 210-215 HV30	1050°30'V/V = 403-406 HV30
875°30'V/V = 321 ... HV30	1075°30'V/V = 391-398 HV30
900°30'V/V = 398-402 HV30	1100°30'V/V = 400-402 HV30
950°30'V/V = 406-409 HV30	1150°30'V/V = 400-406 HV30
c) Härte in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur: 1040°30'V/V (IMF):	
+ 300°2h/L = 404-410 HV30	650°2h/L = 266-268 HV30
400°2h/L = 406-410 HV30	700°2h/L = 247-249 HV30
450°2h/L = 406-412 HV30	750°2h/L = 204-206 HV30
500°2h/L = 412-416 HV30	800°2h/L = 174-176 HV30
525°2h/L = 416-420 HV30	850°2h/L = 188-191 HV30
550°2h/L = 415-418 HV30	875°2h/L = 337-347 HV30
600°2h/L = 321-324 HV30	
d) Langzeitglühung des Anlieferungszustandes:	
450°2000 h = 212-214 HV30	650°500 h = 198-203 HV30
500°2000 h = 210-214 HV30	700°500 h = 178-179 HV30
550°2000 h = 211-213 HV30	750°500 h = 128-135 HV30
600°2000 h = 207-213 HV30	800°500 h = 87-96 HV30
650°2000 h = 200-203 HV30	550°5000 h = 211-220 HV30
700°2000 h = 161-163 HV30	600°5000 h = 210-211 HV30
750°2000 h = 135-138 HV30	

Tabelle 3:						
<u>Zugversuchsergebnisse</u>						
F82H-mod., Charge 9741, 15 mm Platte						
Anlieferungszustand = 1040°38'+750°1h						
Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2/R_m}
a) <u>Platte RB 802-3-17</u>			<u>Probe: Ø 3x35 mm (do x Lo)</u>			
RT	634	535	12,6	5,6	81,2	0,84
350	506	457	8,3	1,8	81,2	0,90
450	457	424	8,9	1,7	82,2	0,93
550	369	358	13,4	0,9	86,6	0,97
650	239	228	12,9	1,2	97,0	0,95
b) <u>Platte RB 802-3-8 (L. Schäfer)</u>			<u>Probe: Ø 5x30 mm (do x Lo)</u>			
RT	633	530	20,2	5,3	76,0	0,84
250	541	473	15,2	3,1	77,9	0,87
300	522	461	14,5	2,6	77,0	0,88
400	491	444	14,8	2,2	77,0	0,90
500	424	402	18,2	1,2	83,2	0,95
600	312	302	29,8	0,5	89,1	0,97
700	184	163	28,7	1,6	87,8	0,89

Tabelle: 4 Kerbschlagversuche

Legierung:F82H-mod

Zustand:Anlieferung

= 1040°38'+750°1h

Charge-Nr.:9741 Platte 3-10

Probe:ISO-V längs

IMF-SAARSTAHL und CIEMAT:gleiche Probenserie

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
IMF				+/-0	260	0	
-80	9	96		RT	252	0	
-70	9	96					
-60	21	94		CIEMAT			
-50	78	80		-60	3,9	93	
-40	138	63		-50	53	82	
-30	198	63		-40	80	79	
-20	24	88		-30	152	49	
-20	225	19		-20	262	34	
-10	207	30		-10	266	27	
+/-0	255	0		RT			
RT	258	0					
40	249	0					-35bis-10 / -42bis-20
60	252	0					
SAARST.							
-40	23	90					
-20	156	60					
-15	207	35					
-10	260	0					

Charge-Nr.:9741 Platte 3-8

Schäfer/Meyer 1/95

-60	12	100					
-40	21	100					
-30	16	70					
-20	178						
-10	210	50					
+10	253						
40	263						
60	261						
80	257						

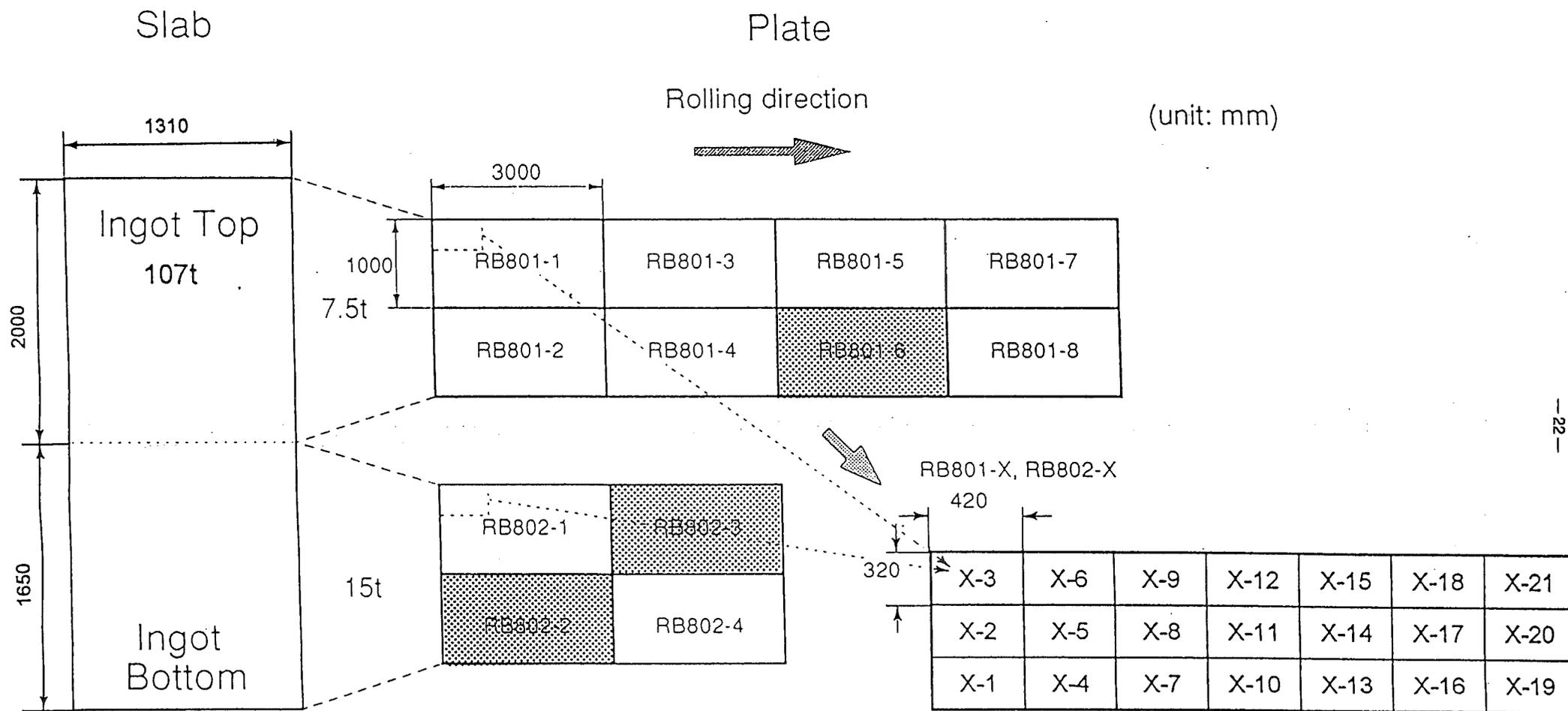


fig.1: Plate position

Available Plates of F82H mod.

Plate RB802-3 and RB802-2 (15x1000x3000 mm³)

Rolling direction ↔

3-3	3-6, ECN	3-9	3-12, CEA	3-15, PSI	3-18	3-21, KfK, Schäfer
3-2, CEA	3-5, ENEA	3-8, KfK, Schäfer	3-11, ECN	3-14	3-17, KfK, Schirra	3-20, PSI
3-1, NFR	3-4, CIEMAT	3-7, ENEA	3-10, KfK, Schirra	3-13	3-16, ECN	3-19, ENEA

plus

2-13, NFR	2-14, KfK, Schirra	2-16, ENEA	2-17, CEA
-----------	--------------------	------------	-----------

from plate RB802-2

Plate RB801-6 (7.5x1000x3000 mm³)

Rolling direction ↔

6-3	6-6	6-9, ENEA	6-12, CEA	6-15, ENEA	6-18, ECN	6-21, ENEA
6-2	6-5, ECN	6-8, CEA	6-11, KfK, Rieth	6-14, ECN	6-17, ENEA	6-20, CEA
6-1, KFA	6-4, CEA	6-7, CIEMAT	6-10, ECN	6-13	6-16	6-19, ENEA

The white platepositions were not included for the European Programme

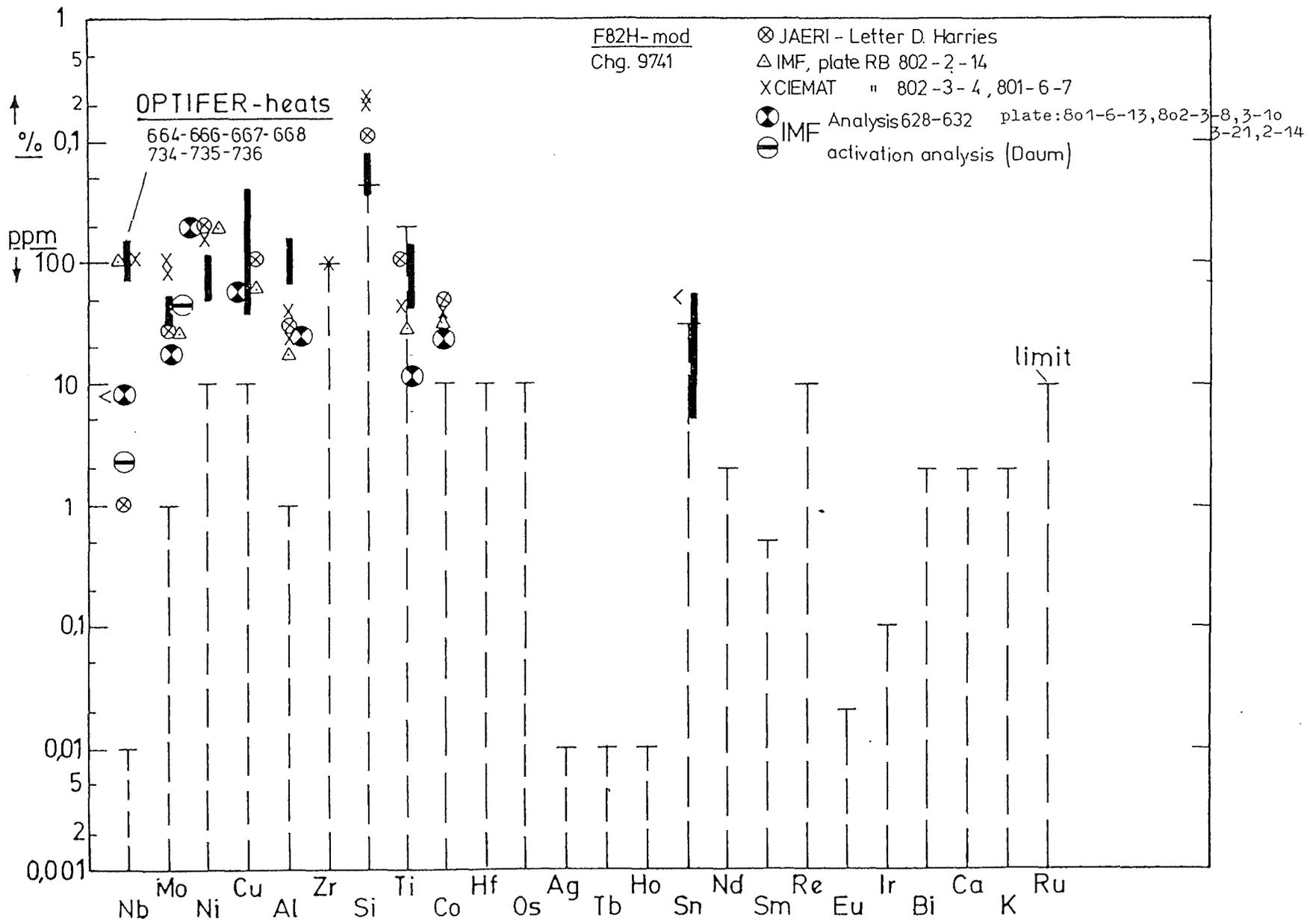


Fig. 3: Undesirable tramp-elements in LA-steels

F82H-mod. Charge 9741 Platte RB8o2-o3-2o

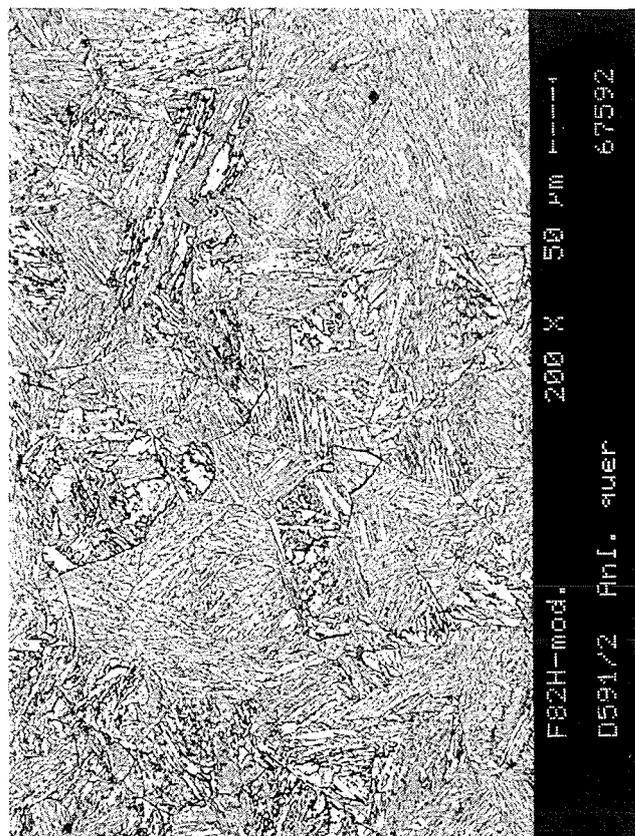
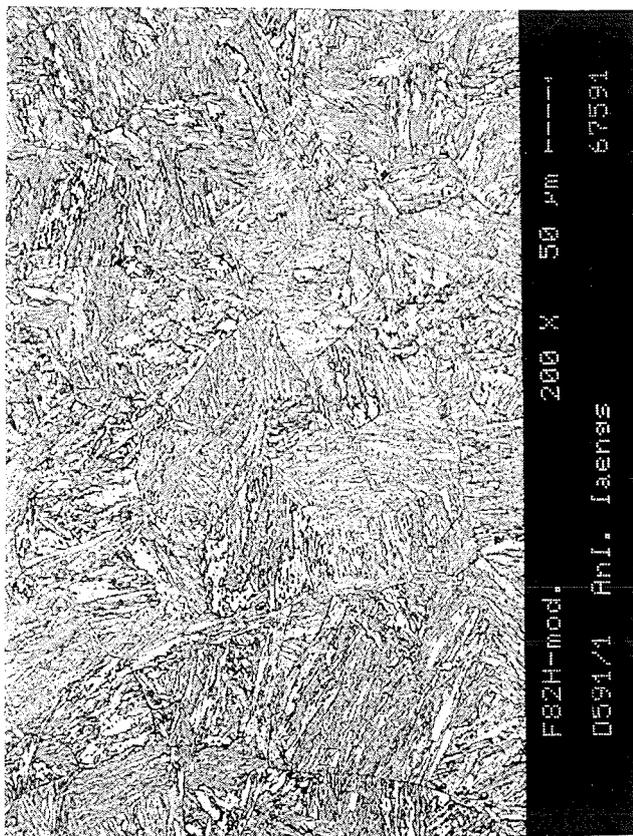
Bild 4

(PSI-Platte)

Anlieferzustand=1o4o°38min+75o°1h

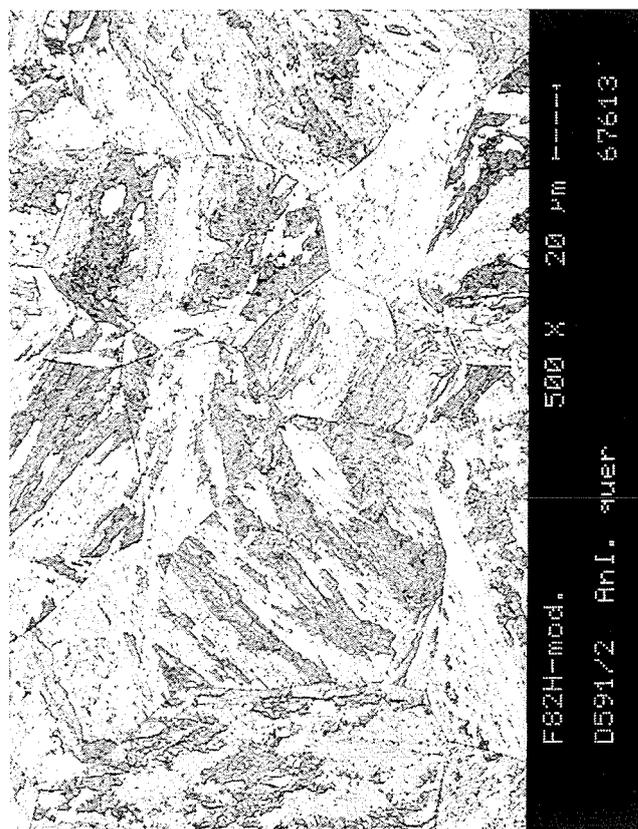
längs

quer



HV3o=212-214

216...



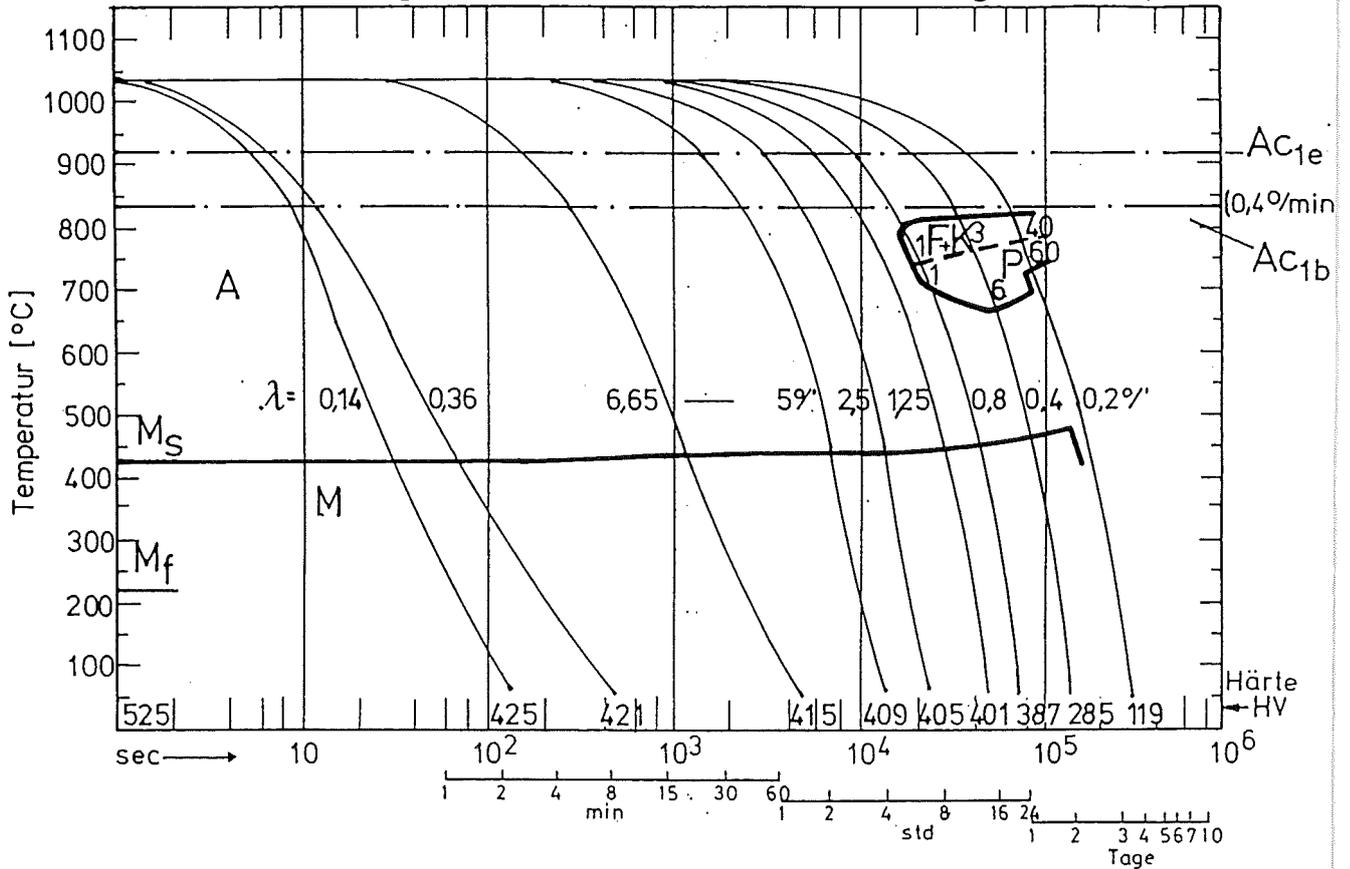
Röchling-Ätzung

Beraha I-Ätzung

Werkstoff: F82H-mod.

Chg: 9741

Austenitisierung: 1040°C-15min., Abschreckkorngroße: 7-8, +6 ASTM

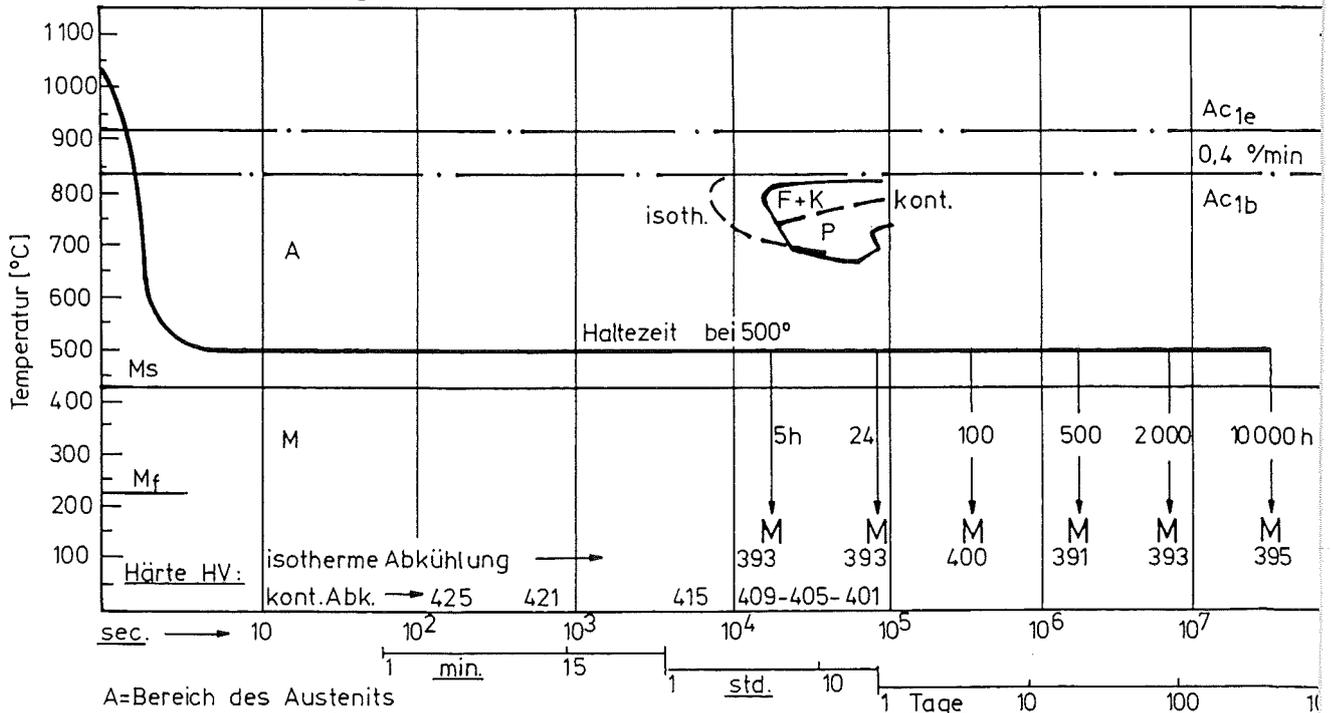


A = Bereich des Austenits
 F+K = " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung

1-60 = Gefügeanteile in %
 0,14-665 = Abkühlungsparameter λ
 $\varnothing 10\text{mm}$ in Wasser $\lambda = 0,01$
 Öl 0,06
 Luft 1,0

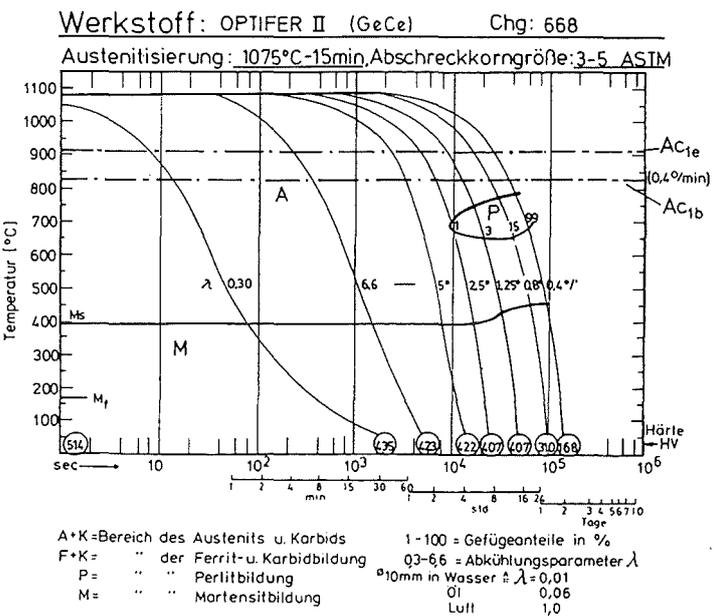
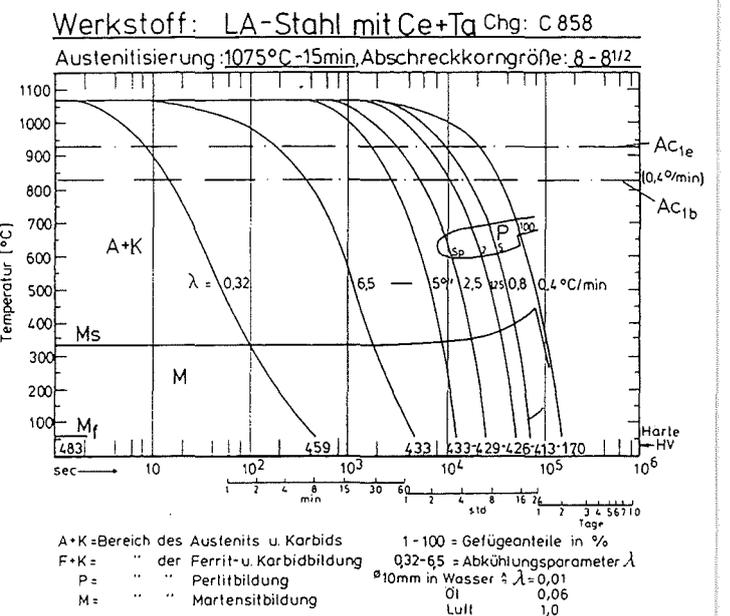
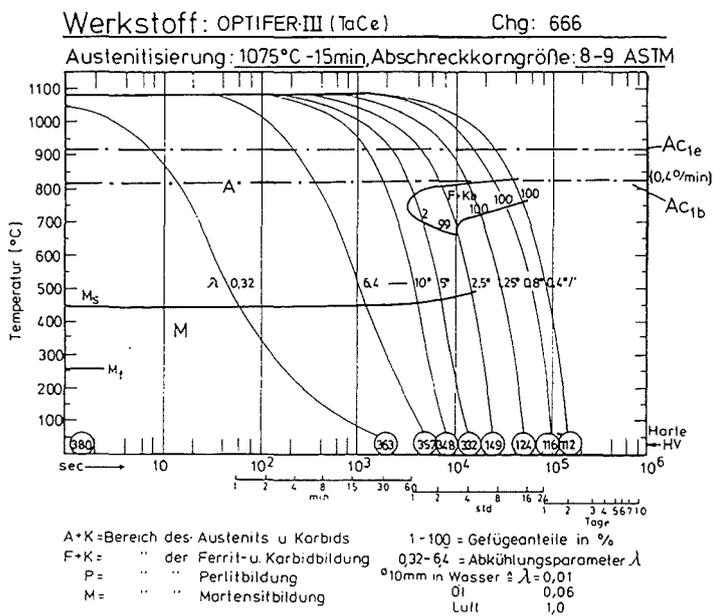
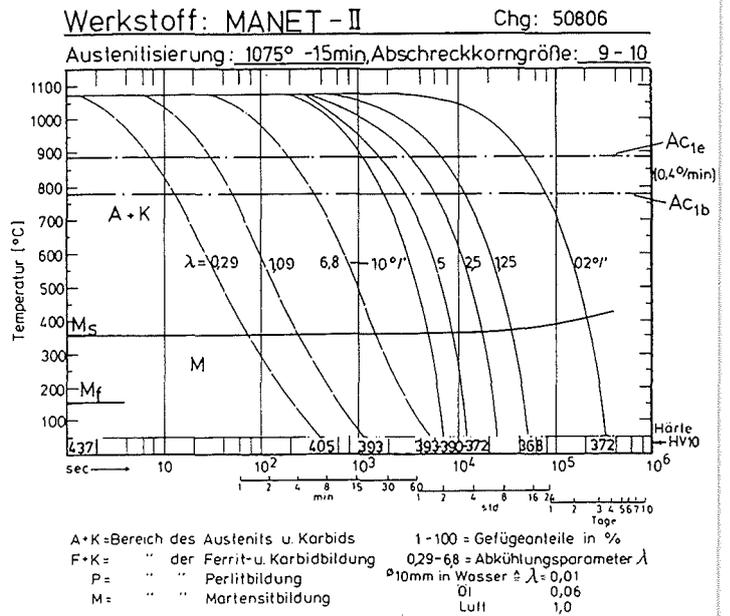
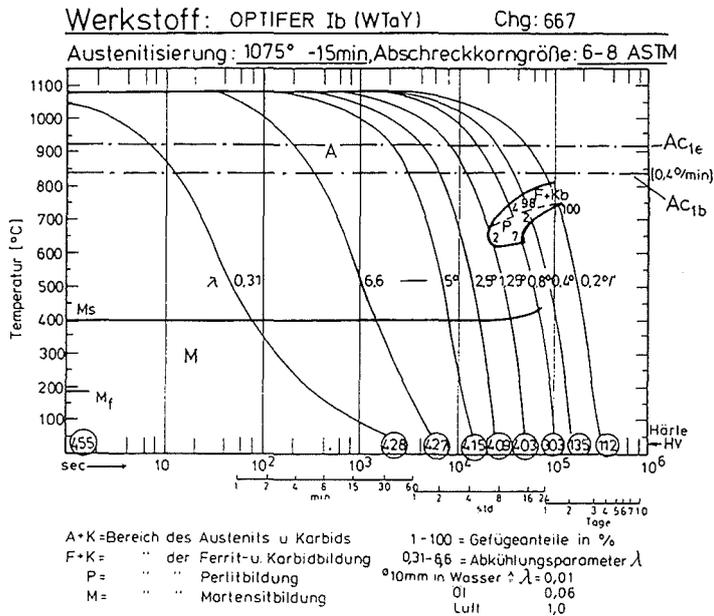
Bild 5a: Kontinuierliches ZTU-Schaubild

Austenitisierung: 1040° 30'



A = Bereich des Austenits
 F+K = " " der Ferrit- u. Karbidbildung
 P = " " Perlitbildung
 M = " " Martensitbildung
M = metallografischer Befund nach Haltezeiten bei 500°C

Bild 5b: Einfluß langer isothermer Haltezeiten auf die Gefügeausbildung



Legierung	Ac _{1b}	Ac _{1e}	M _s	M _f
WTaCe-664	820	900	418	222°C
WTaY -667	830	920	400	190
TaCe -666	820	920	442	260
GeCe -668	825	920	395	172
CeTa-C858	830	930	335	60
MANET-II	780	890	357	156
F82H-mod.	835	915	425	220

Bild 6: ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung (17)

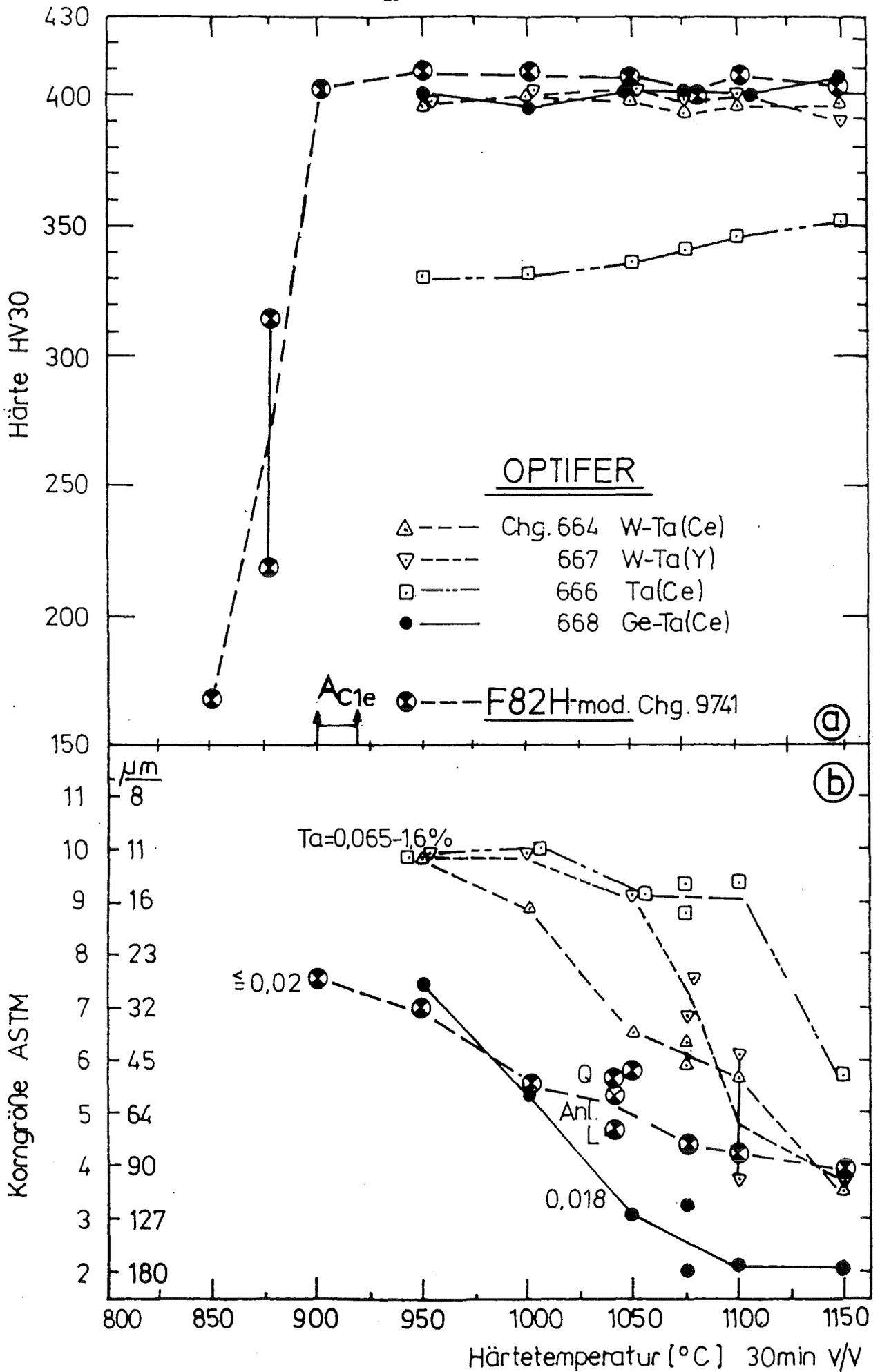
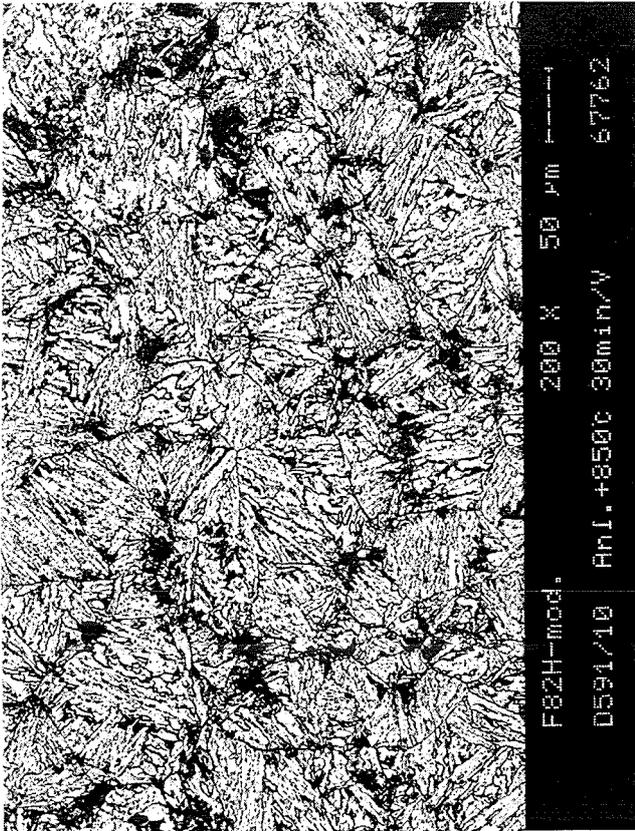


Bild 7 : Härte-Diagramm

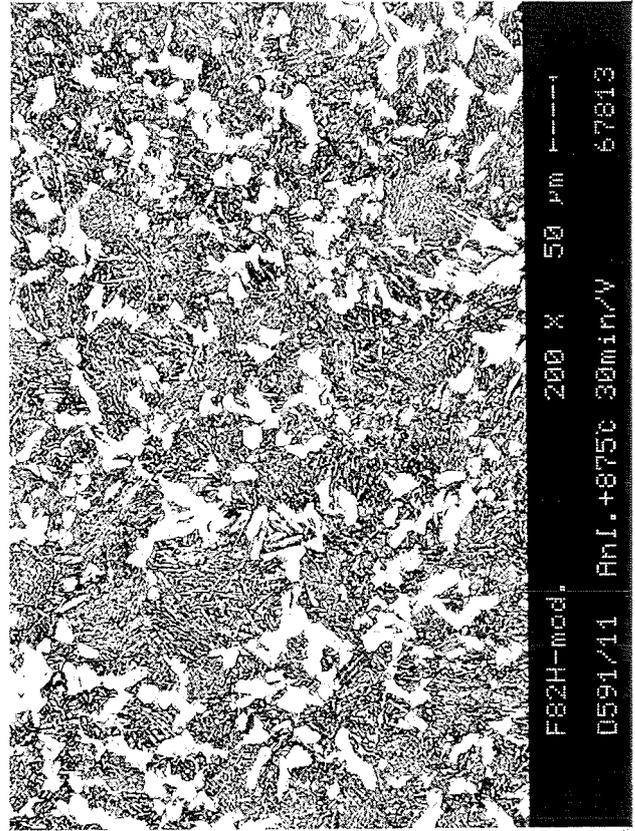
$A_{c1b} = 835^\circ$ ←

a) Anl.-Zustand +85o°30min V/V



HV30=165-168

b) + 875°30min V/V



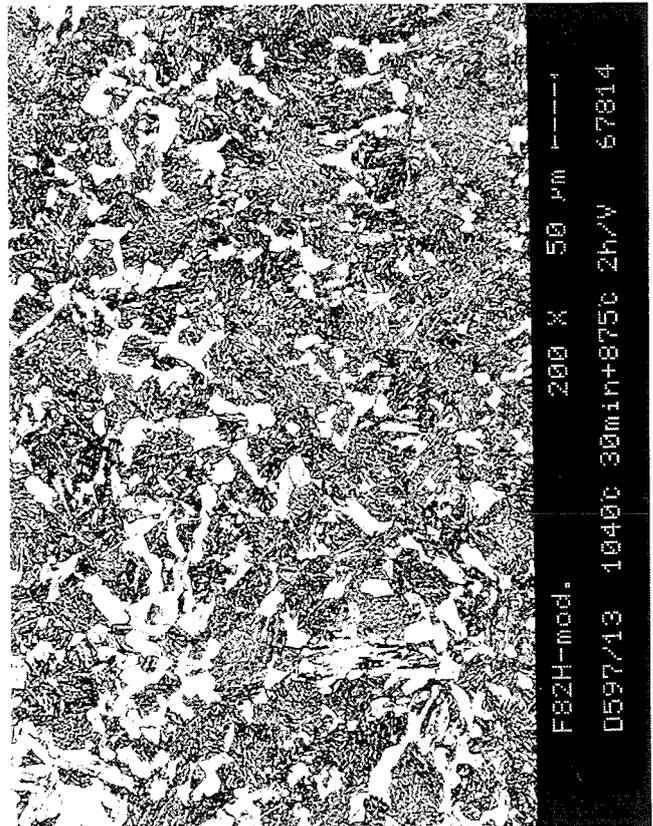
321...

e) 1o4o°30min V/V +85o°2h V/V



188-191

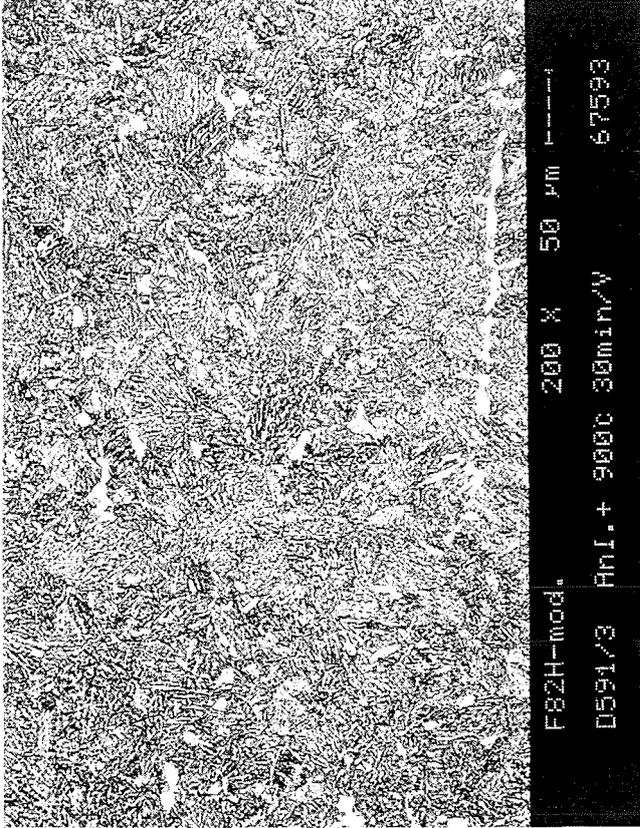
f) 1o4o°30min V/V +875°2h V/V



337-347

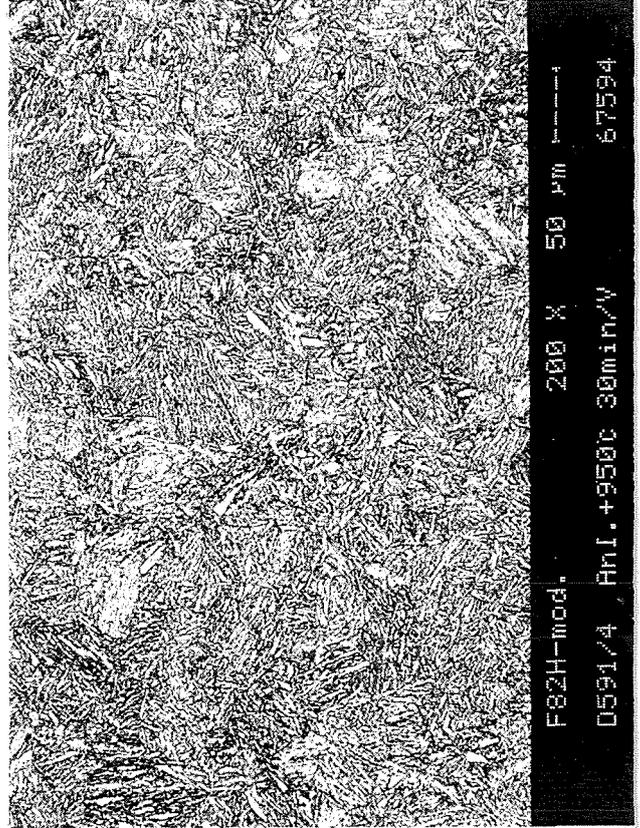
→ $Ac_{1e}=915^{\circ}$

c) + $900^{\circ}30\text{min V/V}$



HV₃₀=398-402

d) + $950^{\circ}30\text{min V/V}$



406-409

Ferrit-Bildung

durch Glühung im α - γ -Bereich

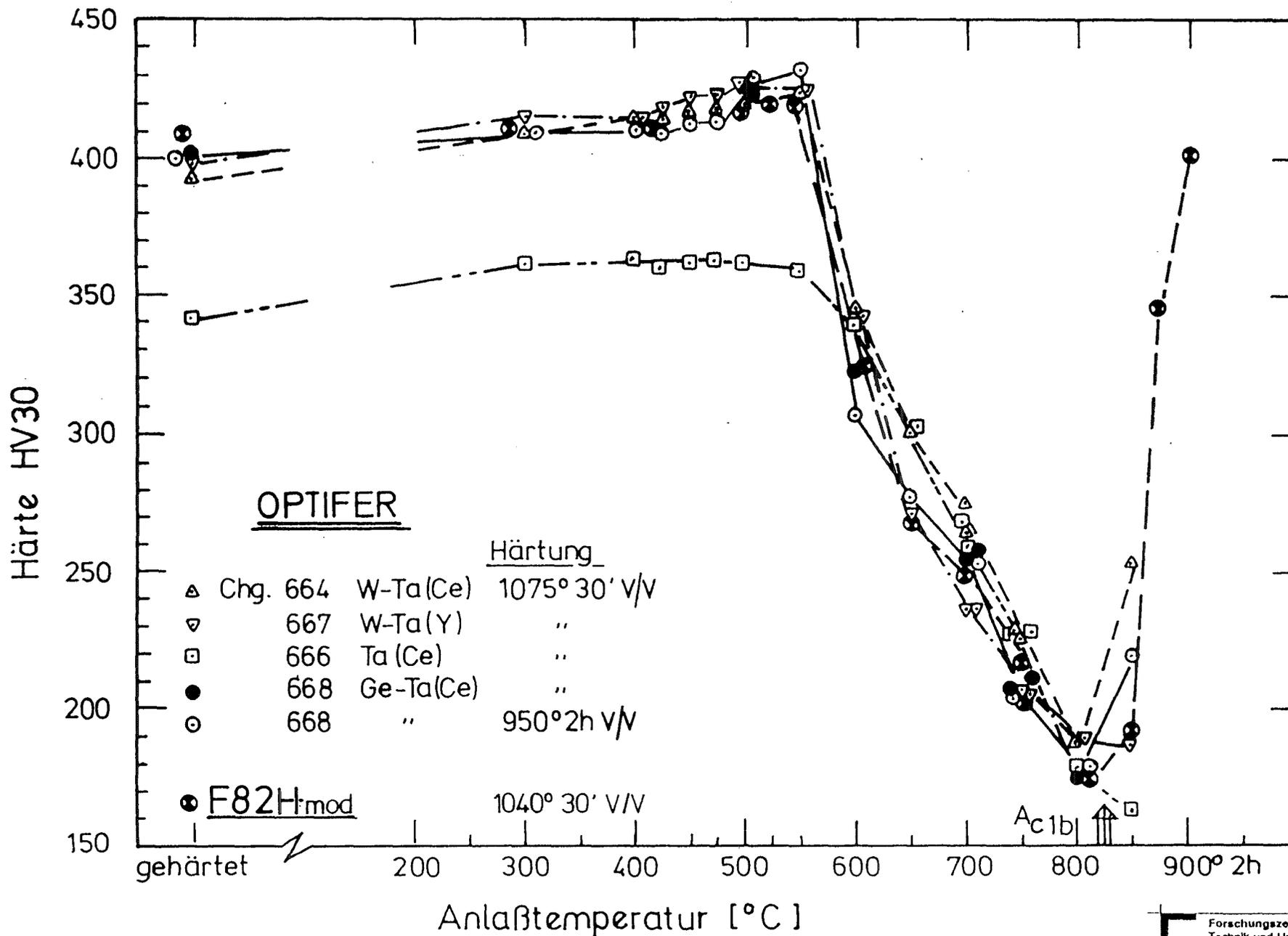


Bild 9 : Vergütungs-Diagramm

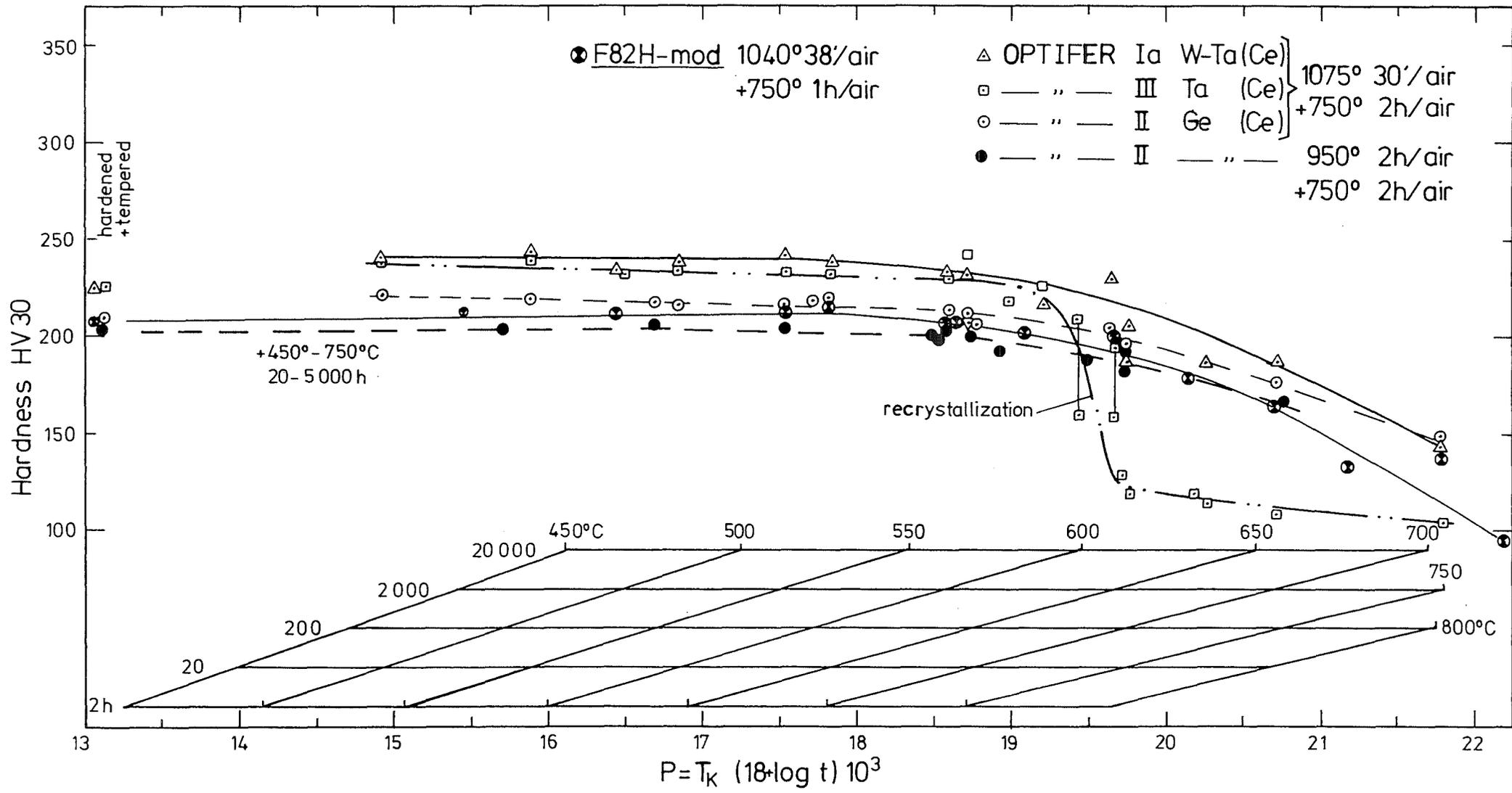
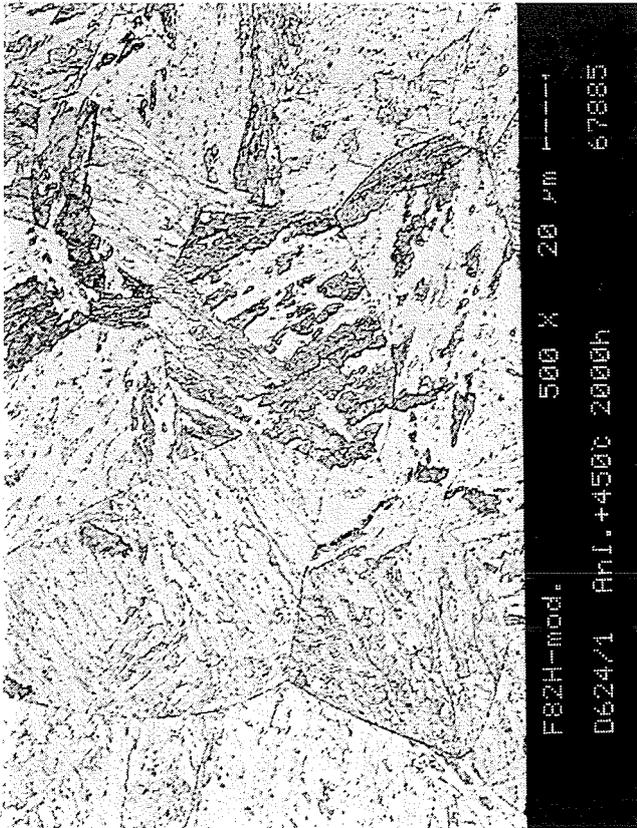


Fig. 10 Master - curve for annealing (Jaffe-Hollomon - parameter)

F82H-mod. Platte RB8o2-3-2o

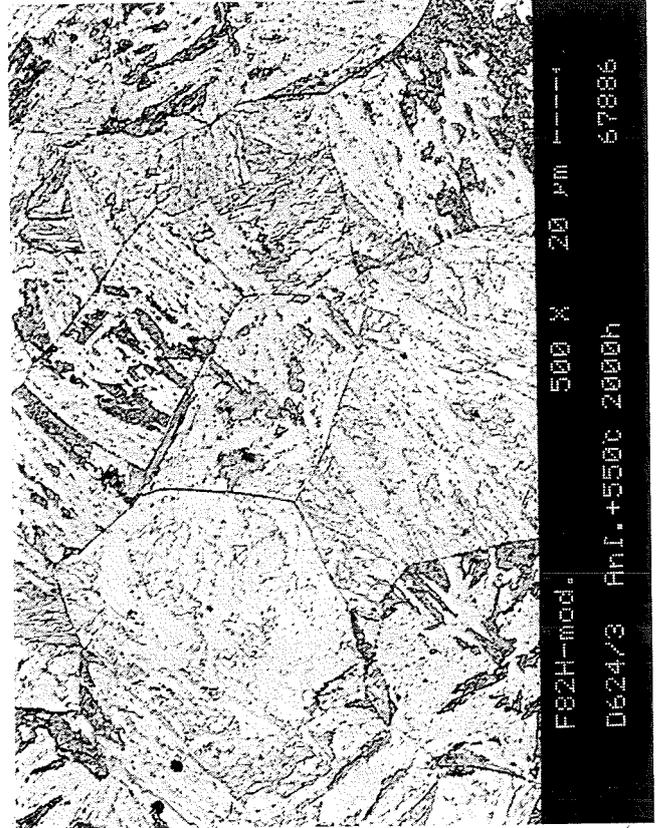
Alterungs- bzw. Stabilisierungsglühung des Anlieferzustandes

450° 2000 h



HV3o=212-214

550° 2000 h



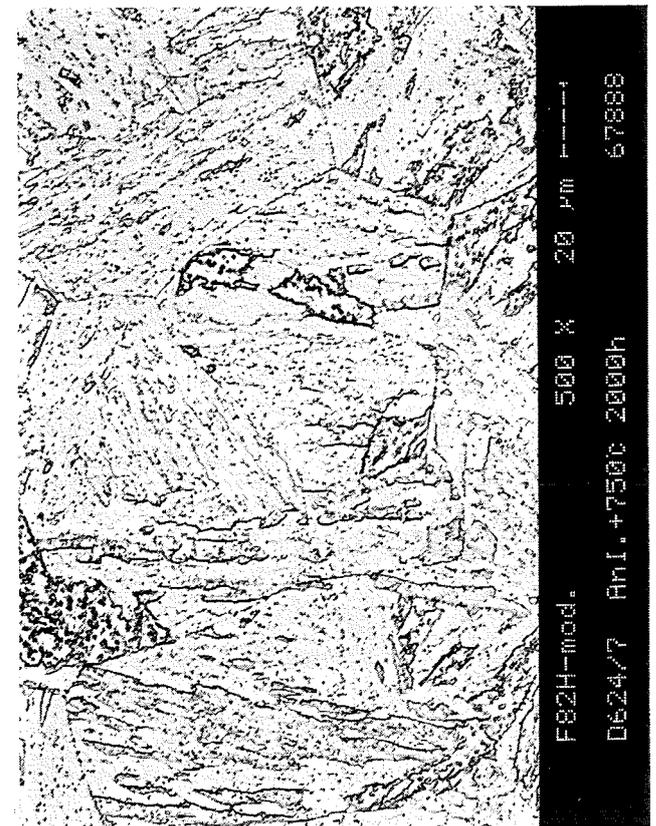
211-213

650° 2000 h



200-203

750° 2000 h



135-141

OPTIFER

Probe: \varnothing 5x25mm
($d_0 \times L_0$)

Charge: 664 W-Ta-Ce 1075°30'/L + 750°2h/L
 667 W-Ta-Y
 666 Ta-Ce
 668 Ge-Ta-Ce 950°2h/L

\triangle KfK \blacktriangle CIEMAT
 ∇
 \square
 \circ
 \bullet

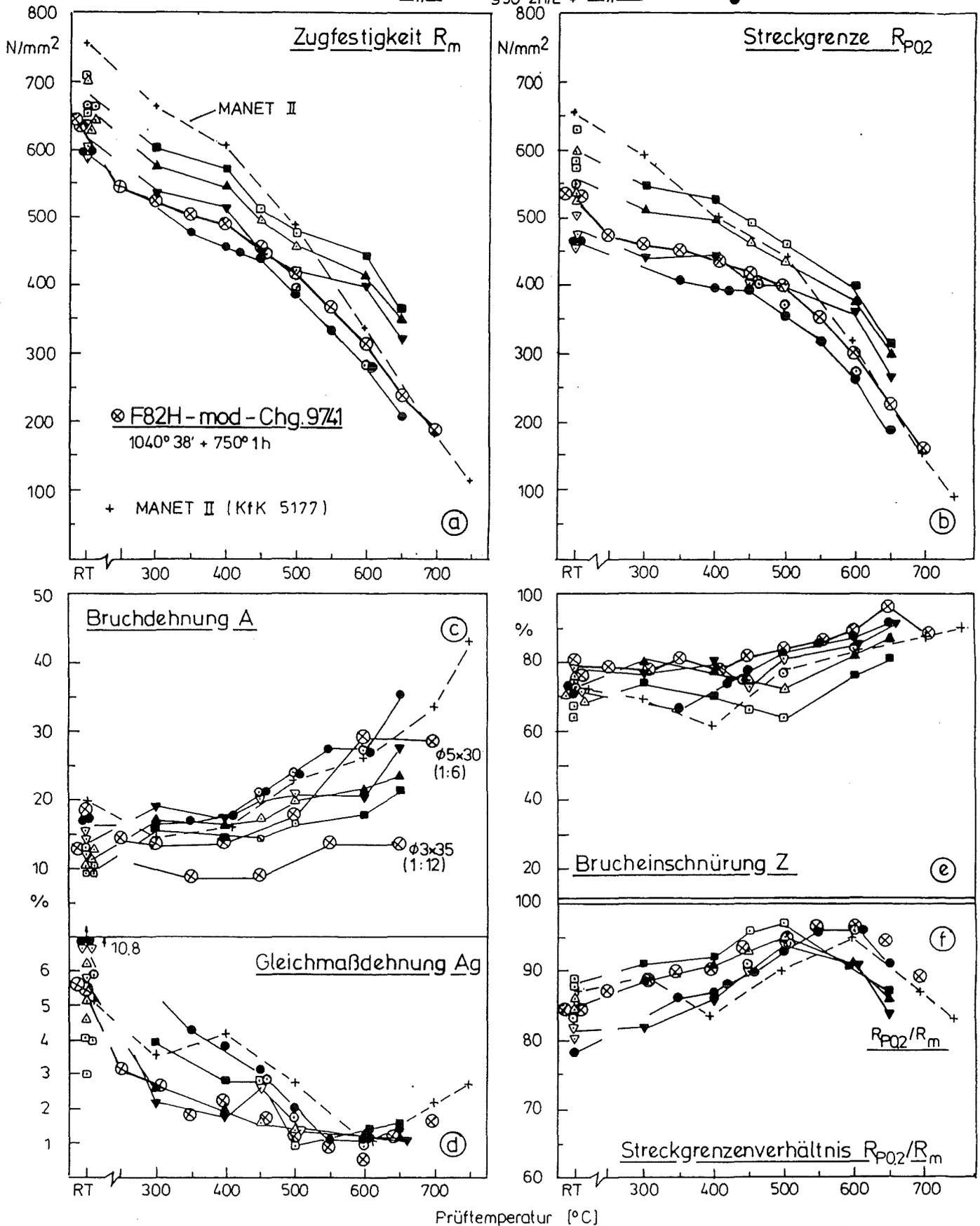


Bild 12 : Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

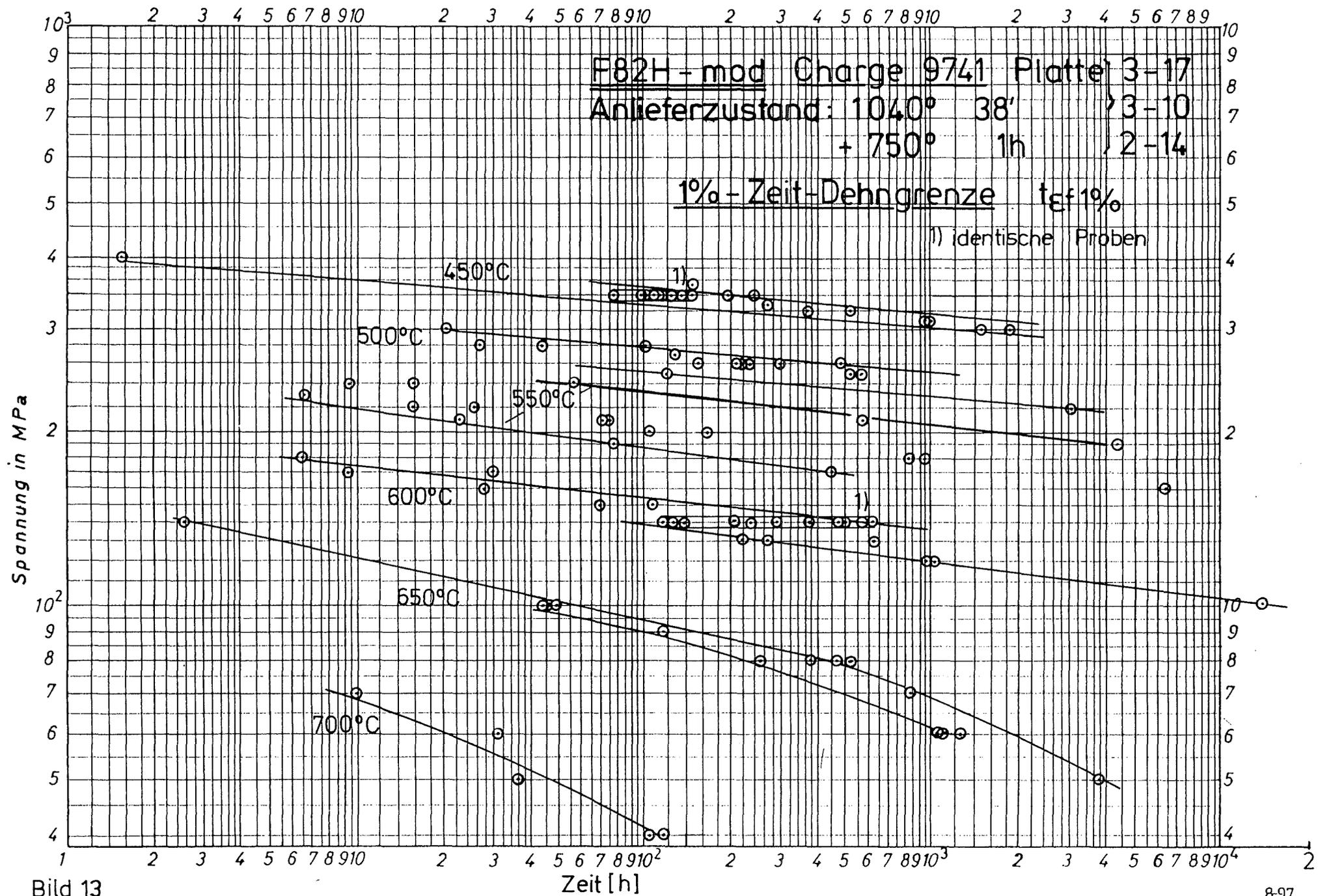


Bild 13

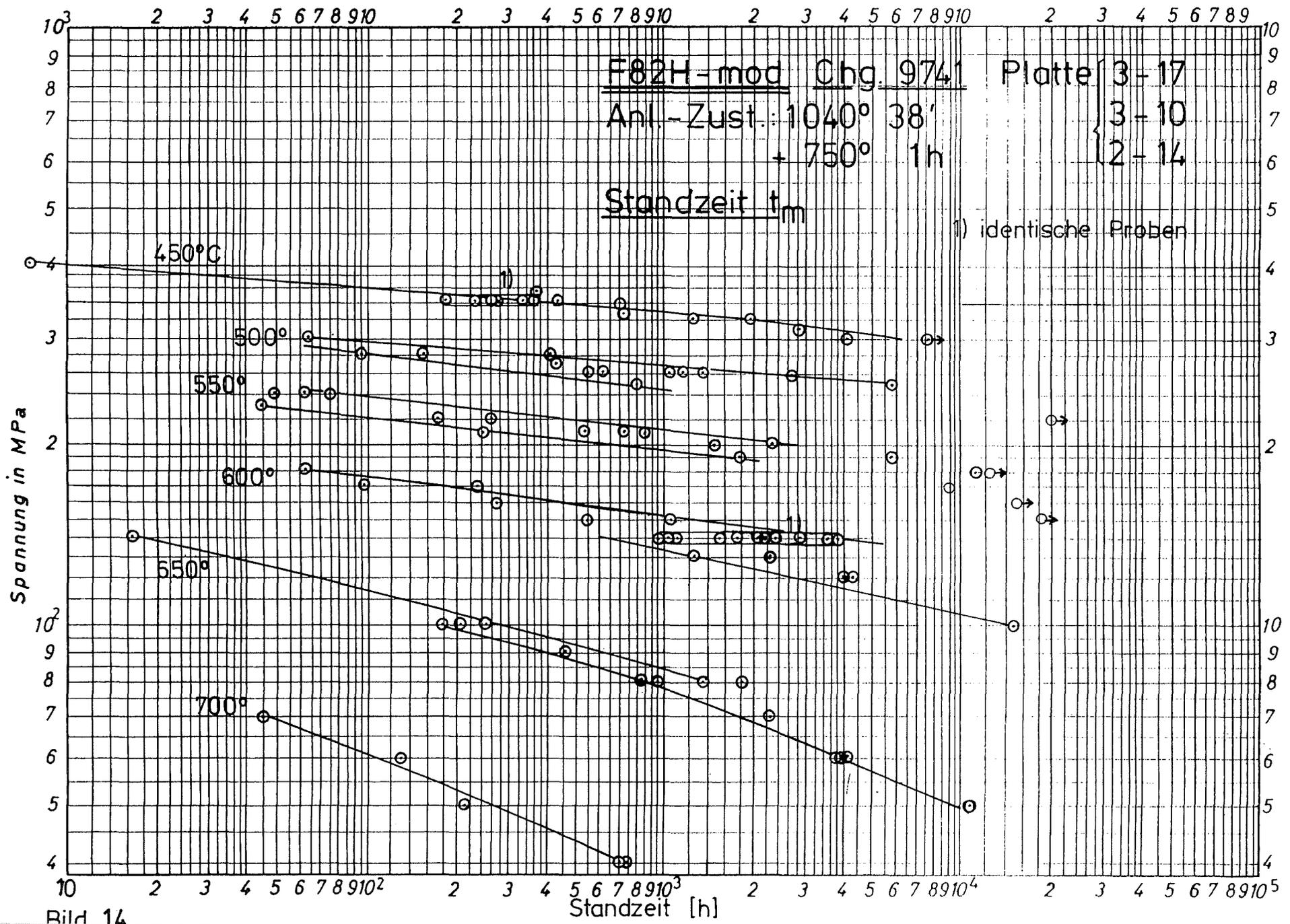


Bild 14

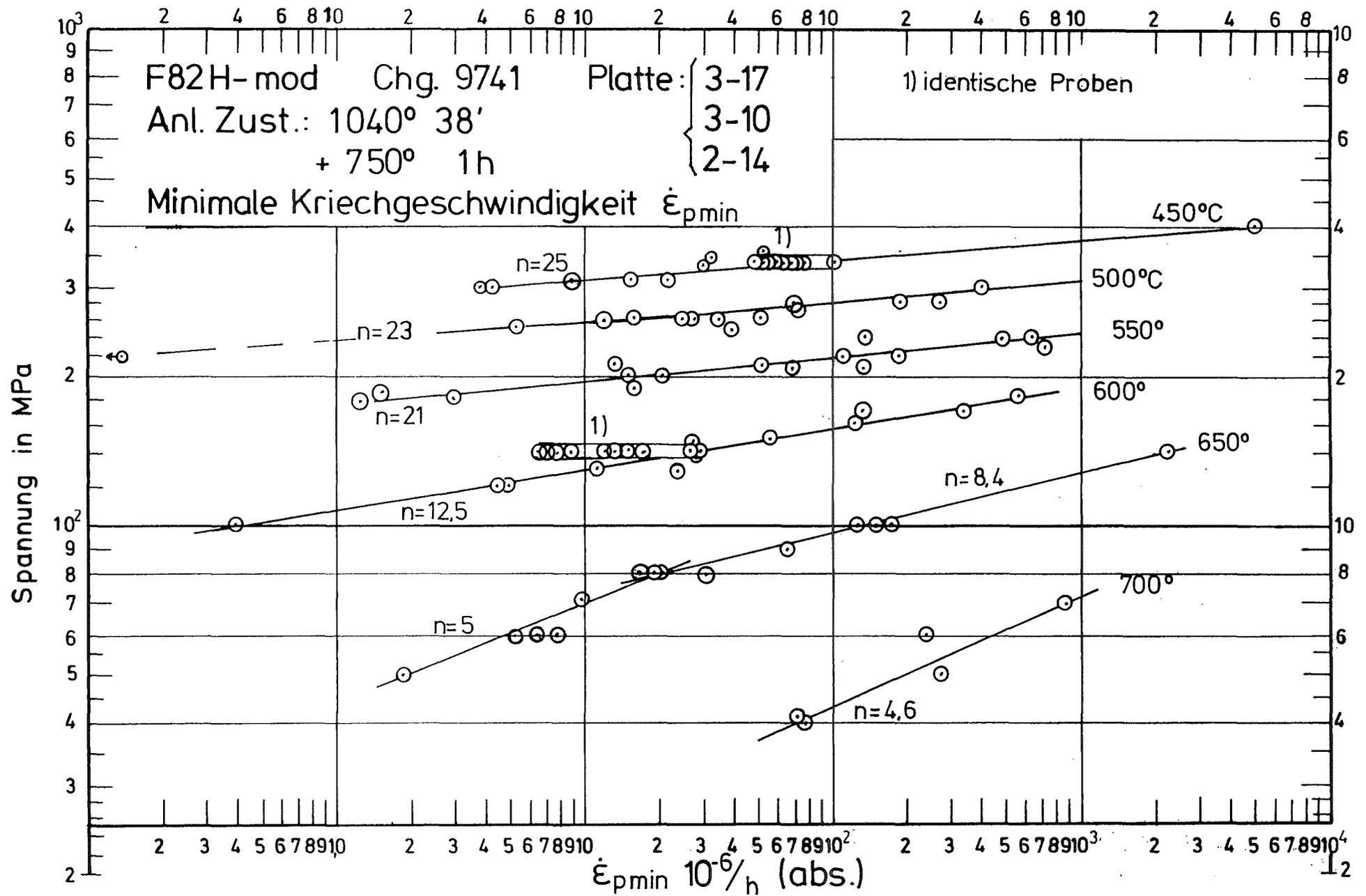


Bild 15

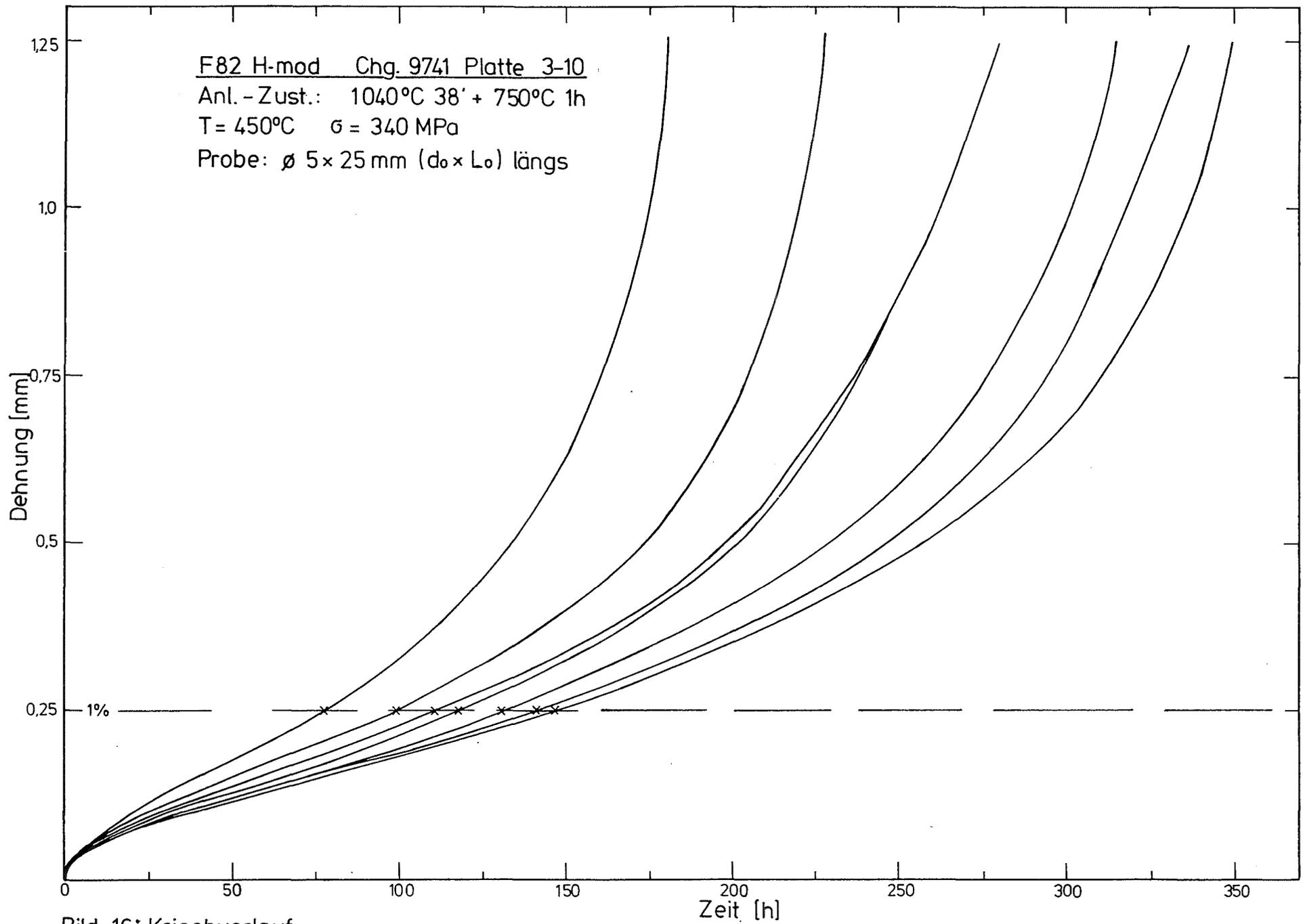


Bild 16: Kriechverlauf

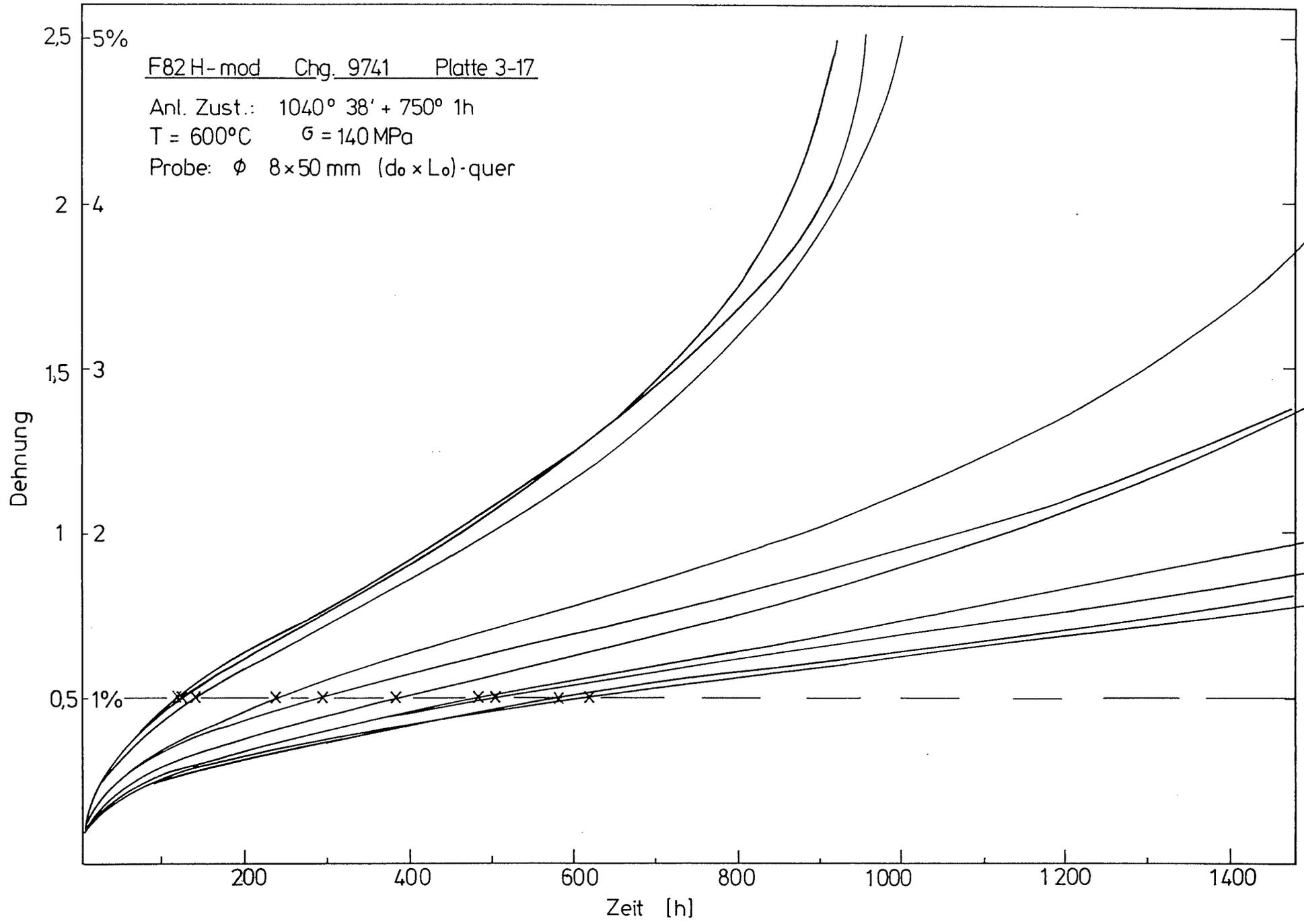
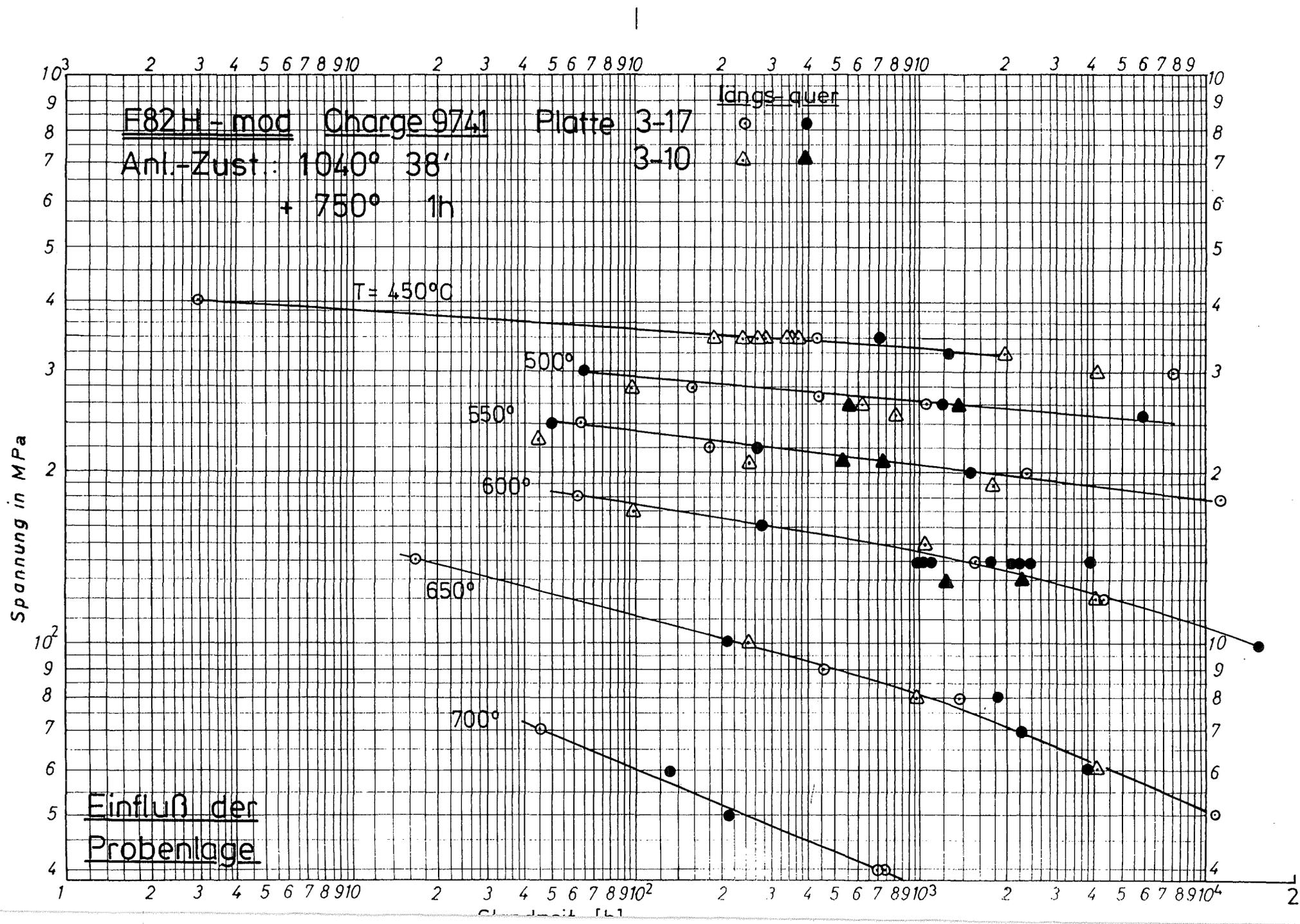


Bild 17: Kriechverlauf



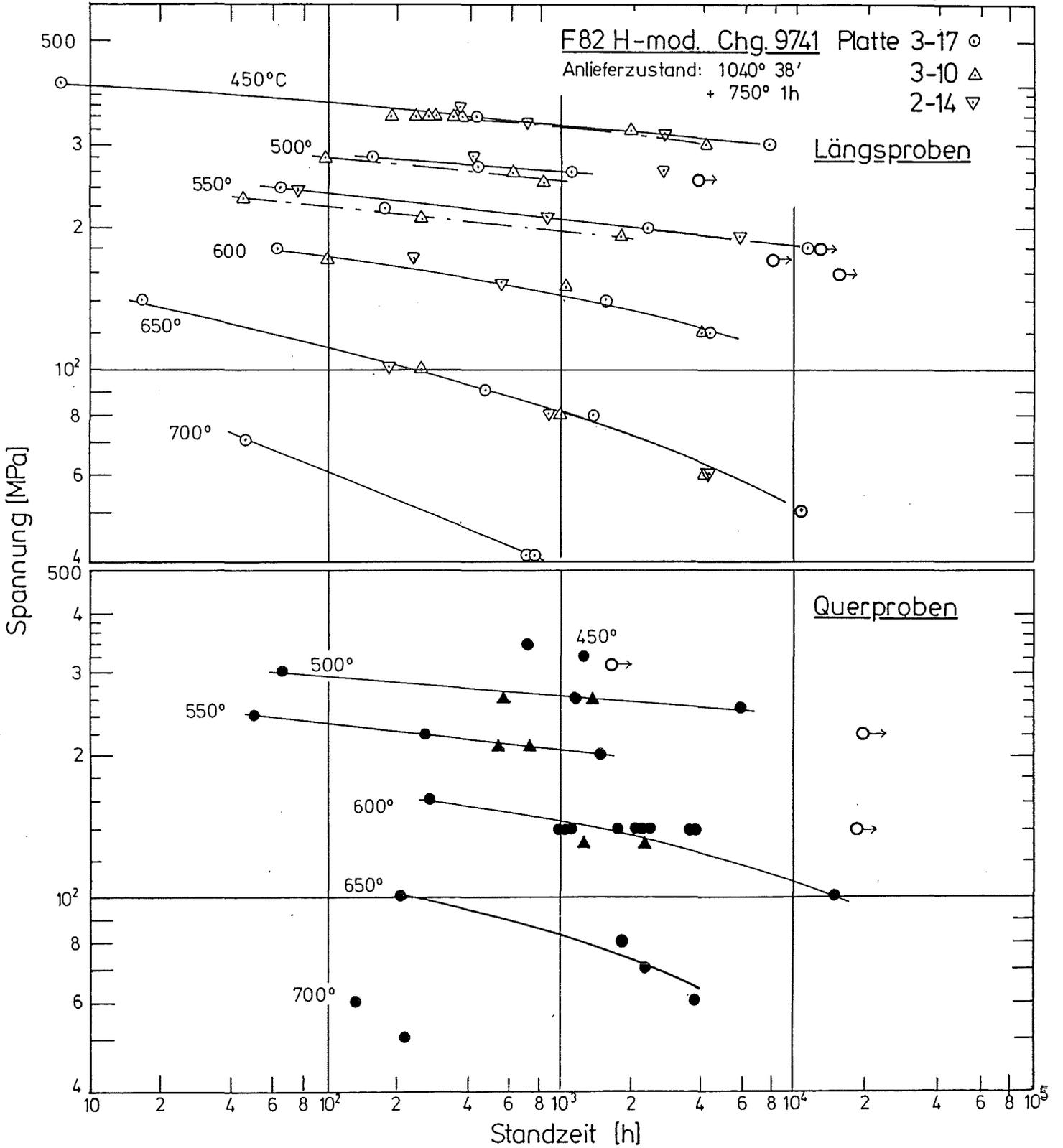


Bild 19: Einfluß der Platten No

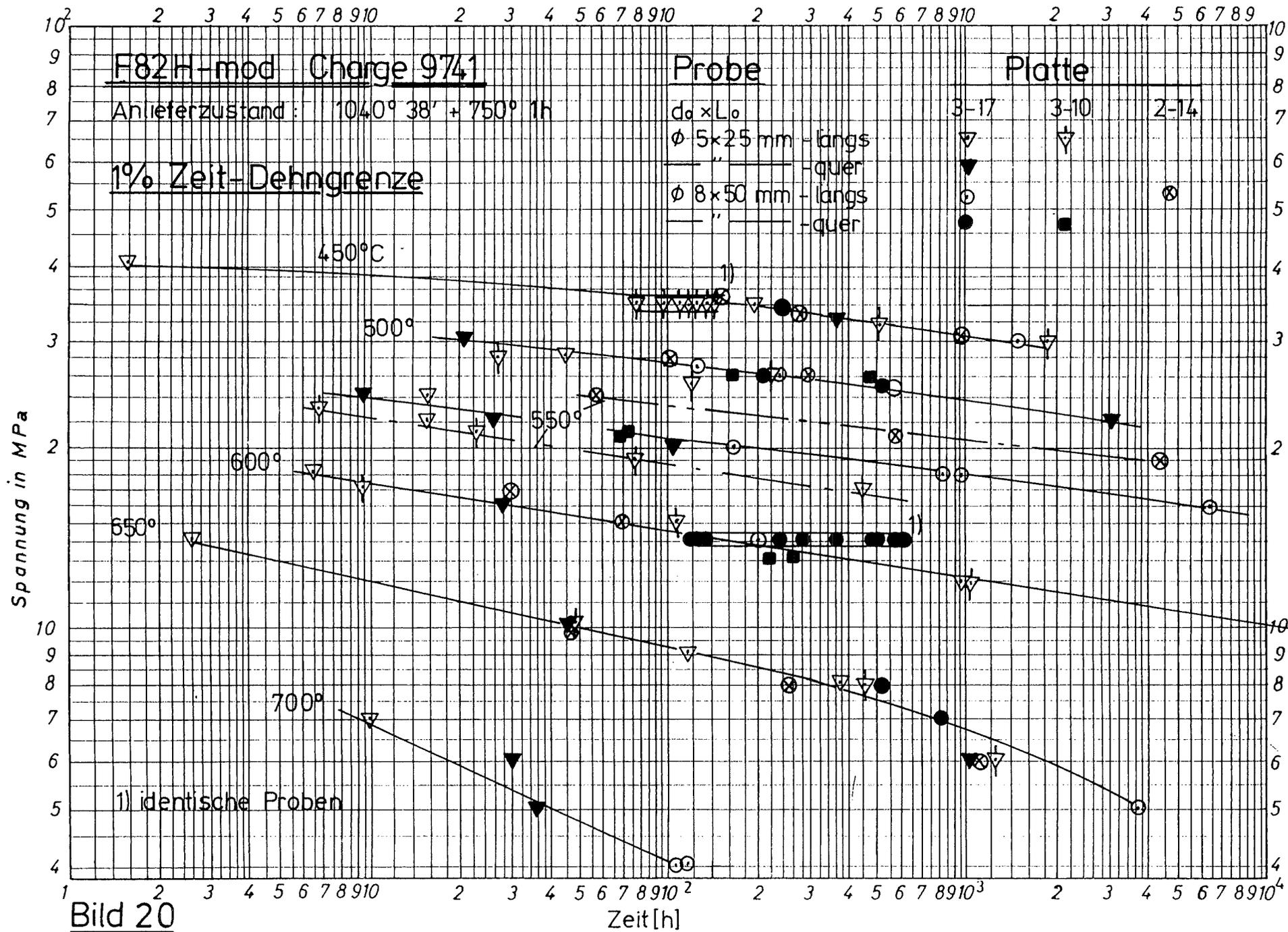


Bild 20

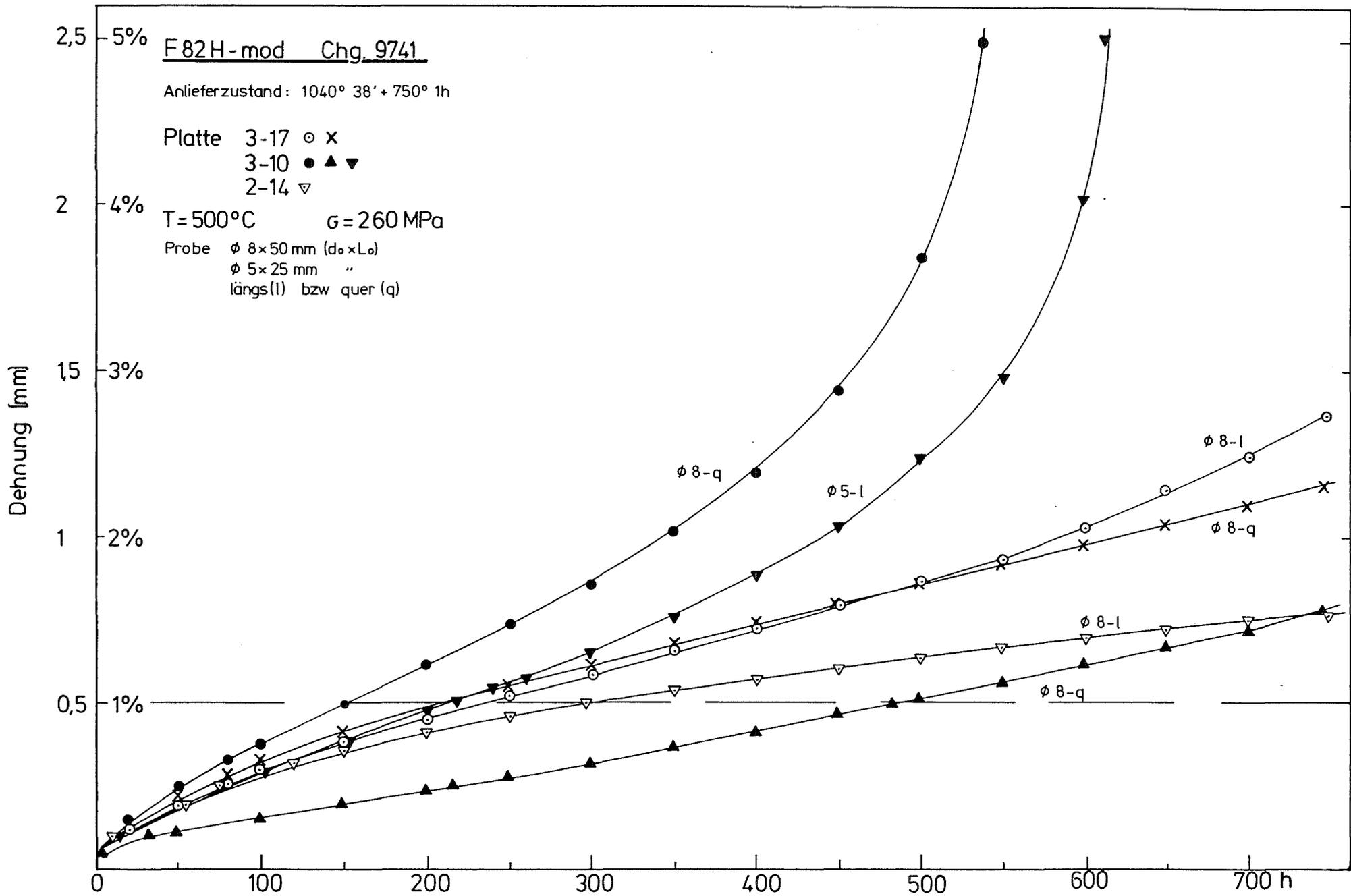


Bild 21: Kriechverlauf

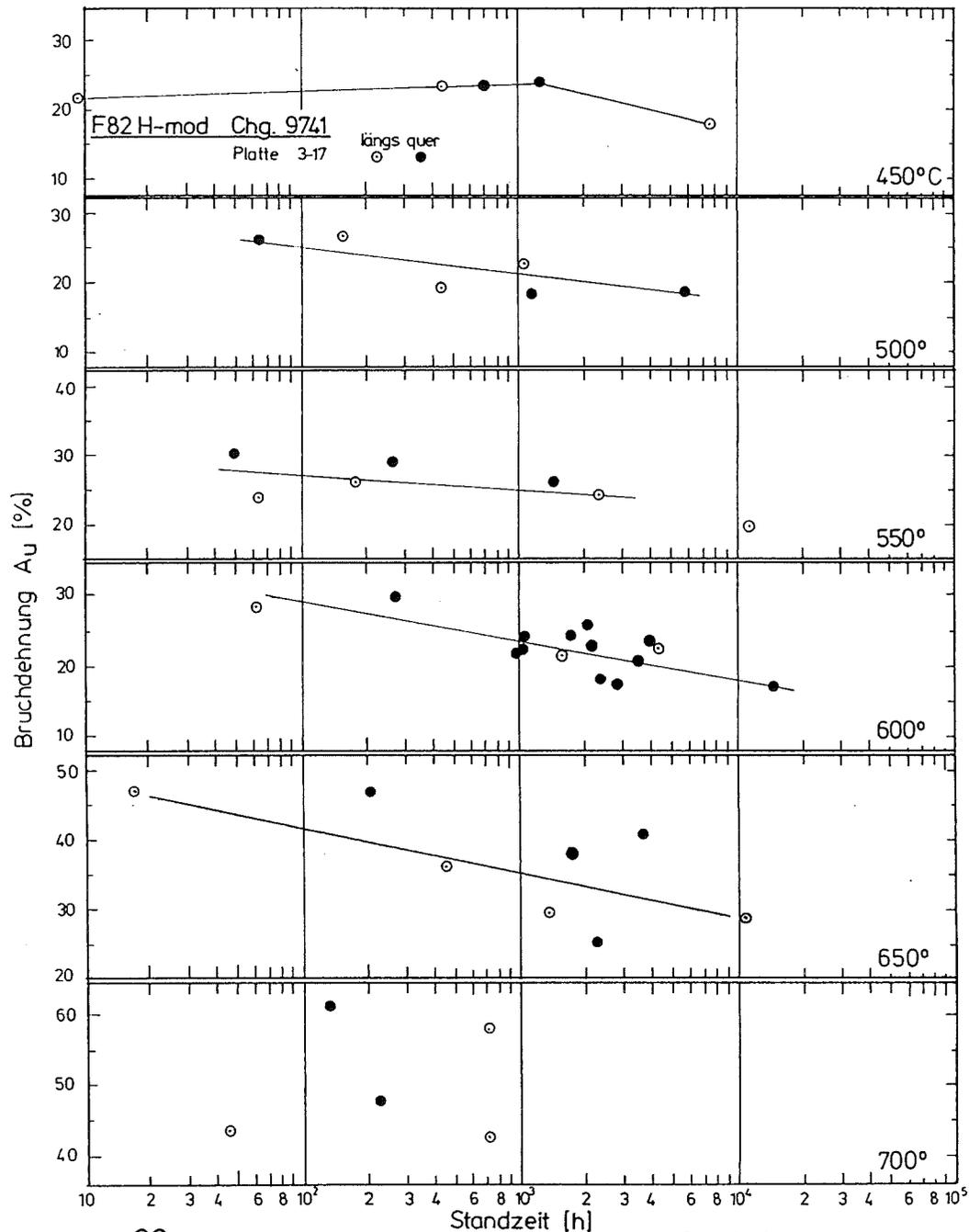


Bild 22a : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

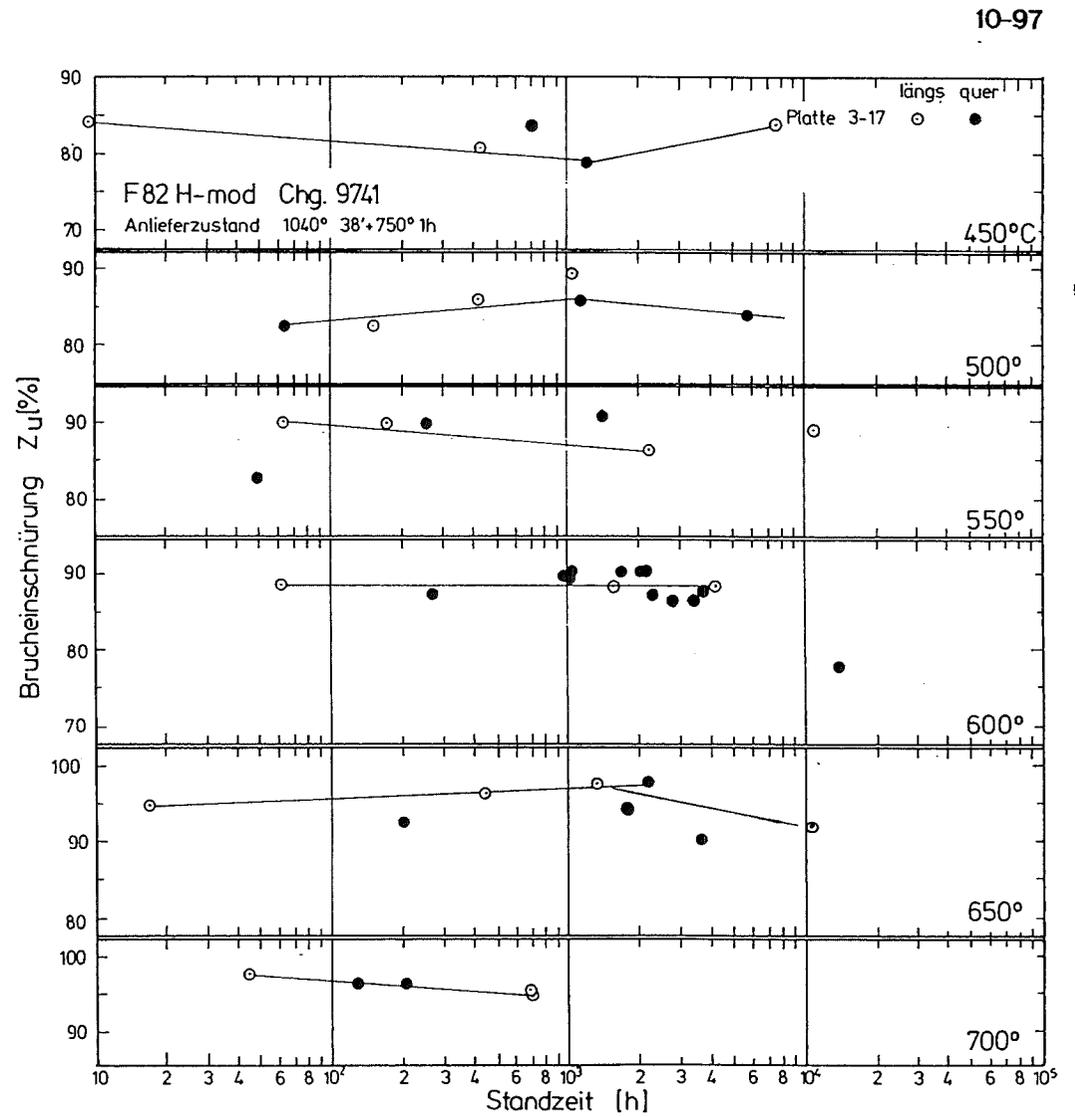


Bild 22b: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

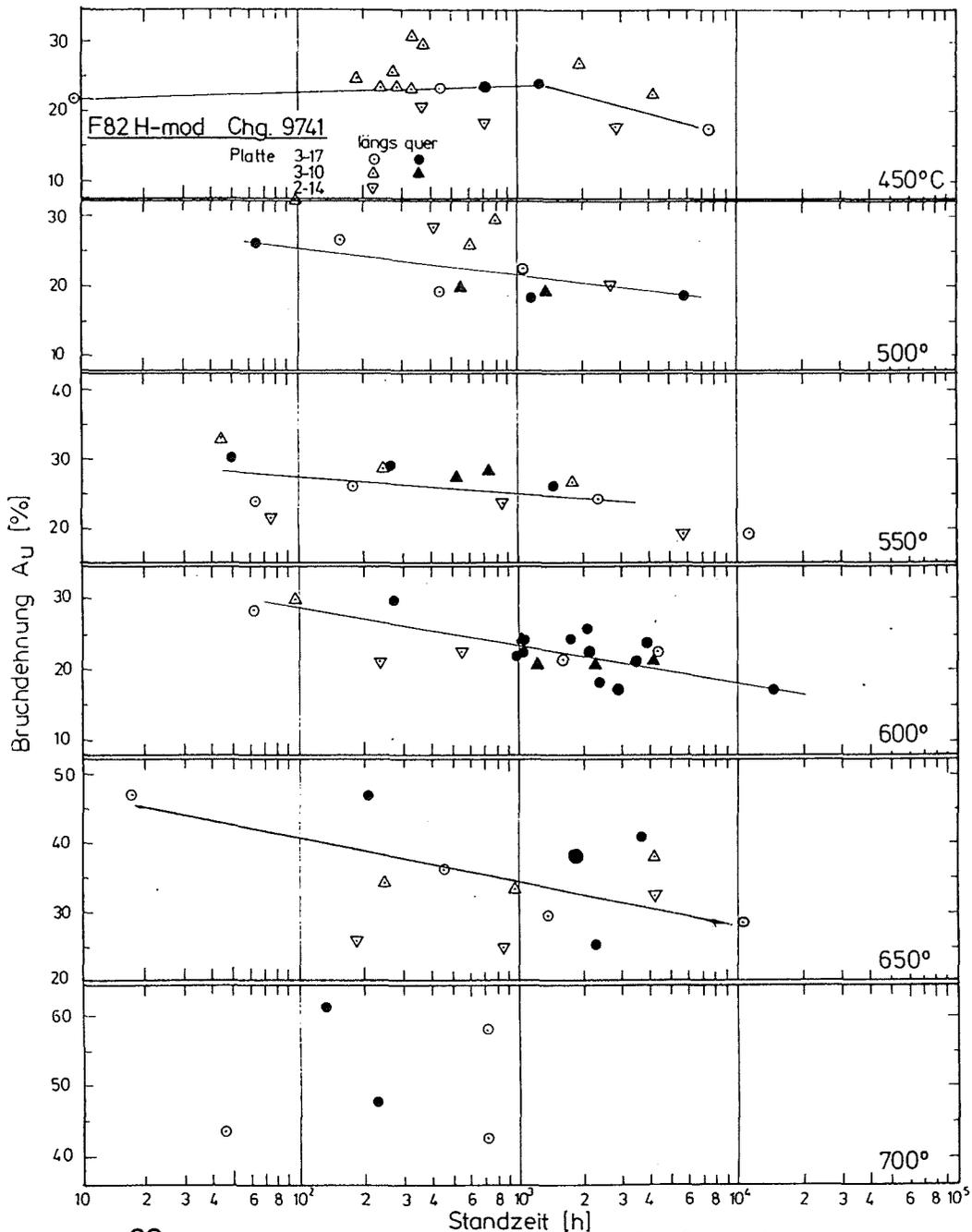


Bild 23a: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

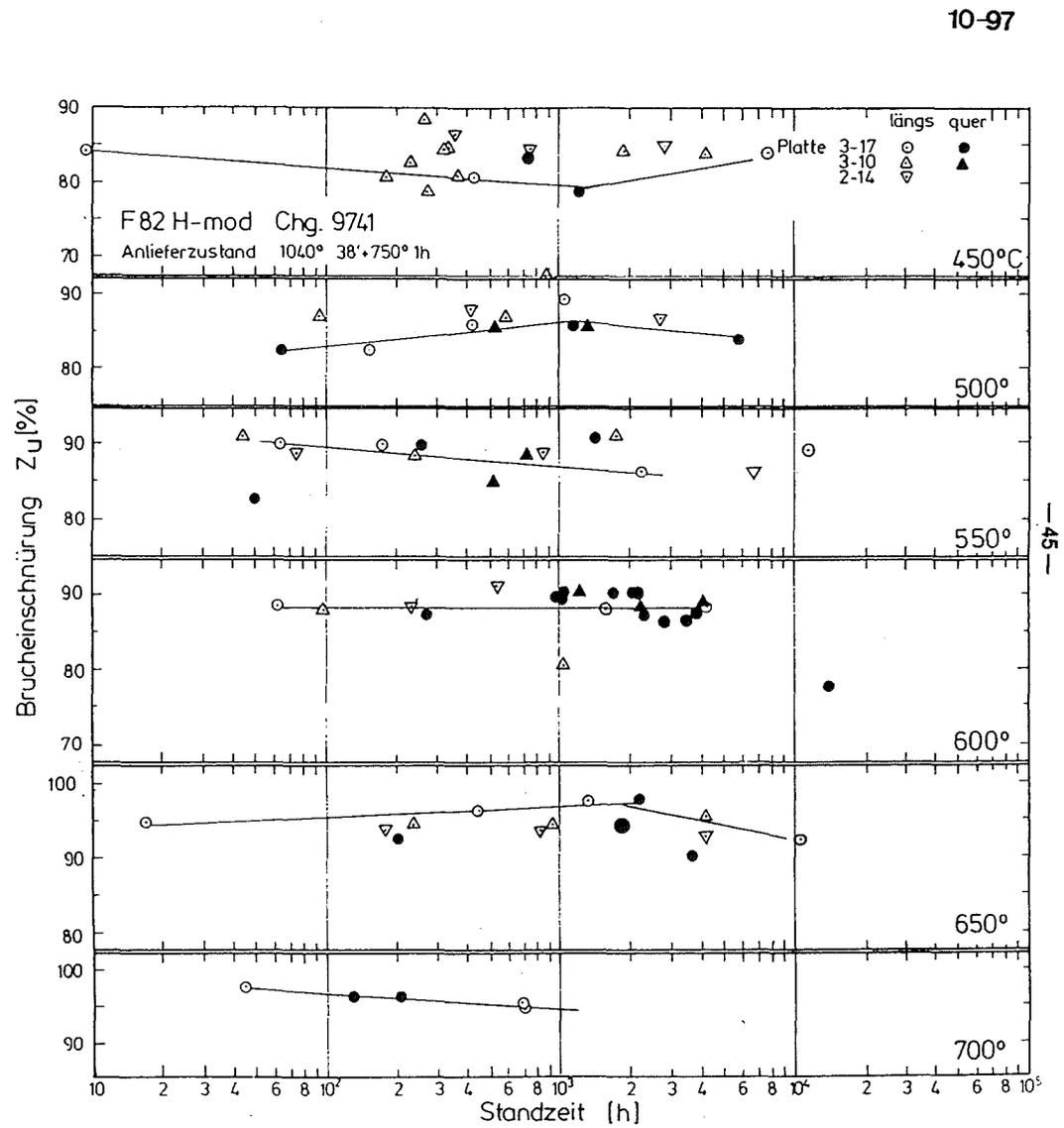


Bild 23b: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

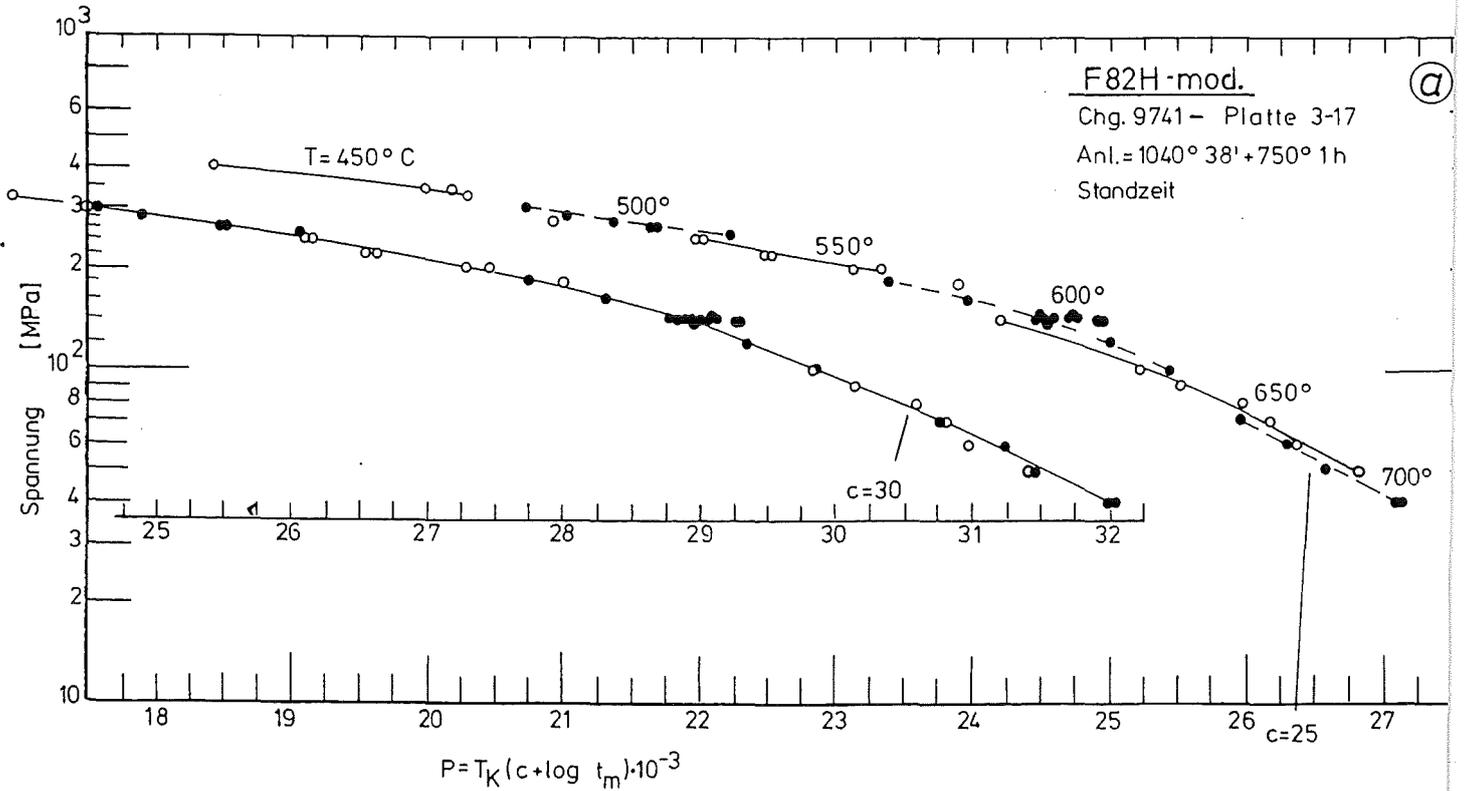
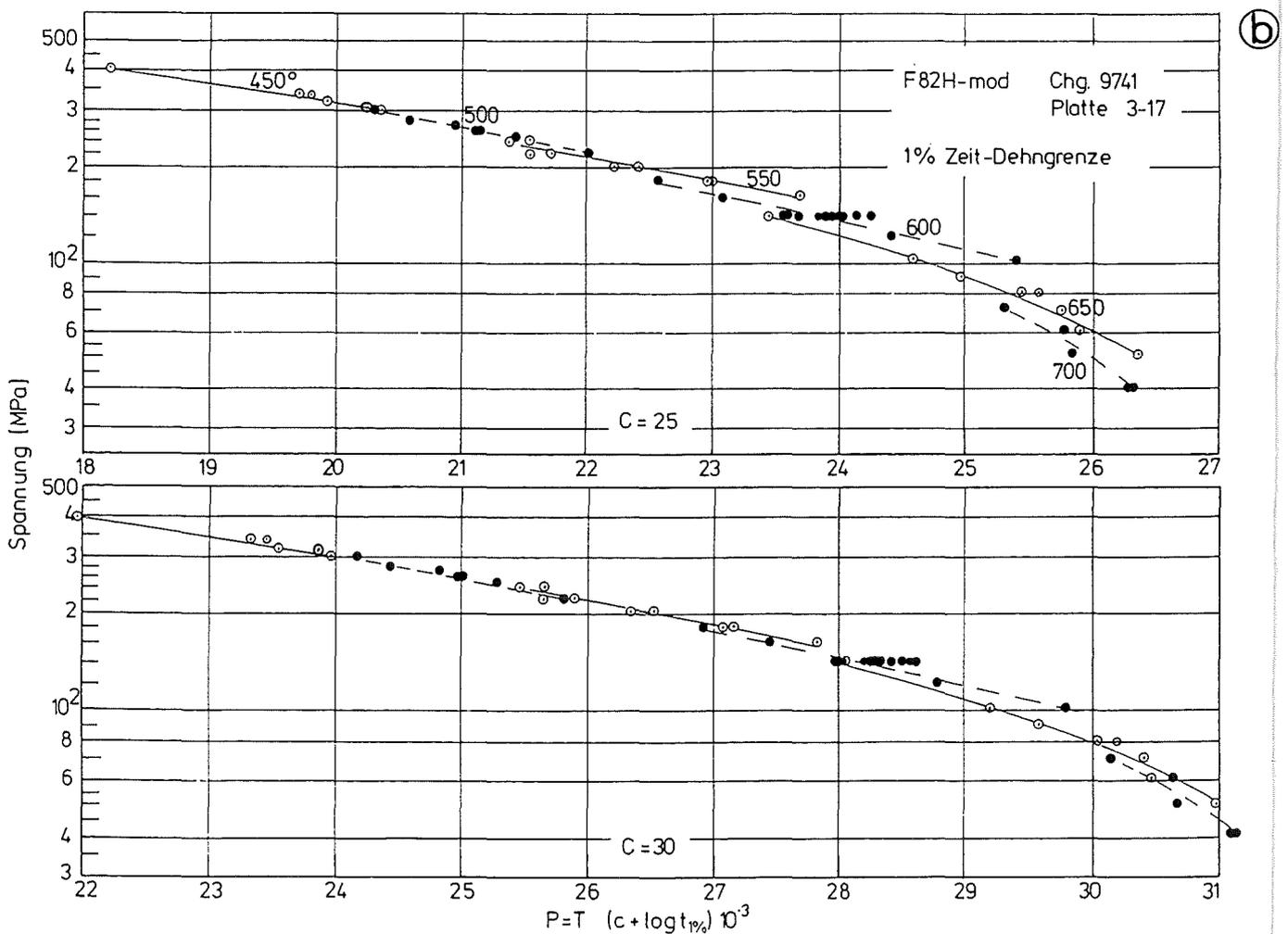


Bild 24: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson-Miller-Parameter)

Forschungszentrum Karlsruher
Technik und Umwelt
Institut für Materialforschung
8-97-



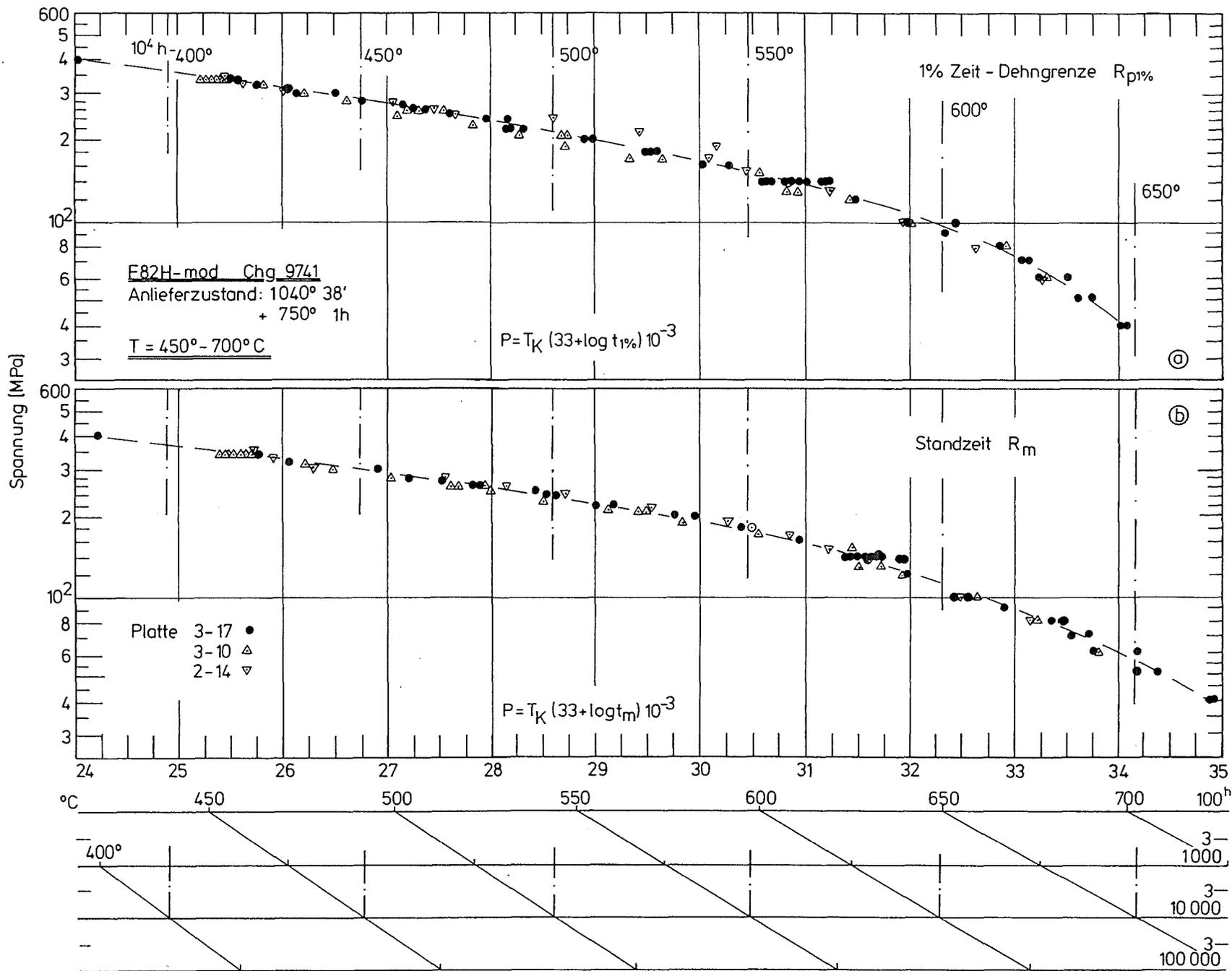


Bild 25: Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter)

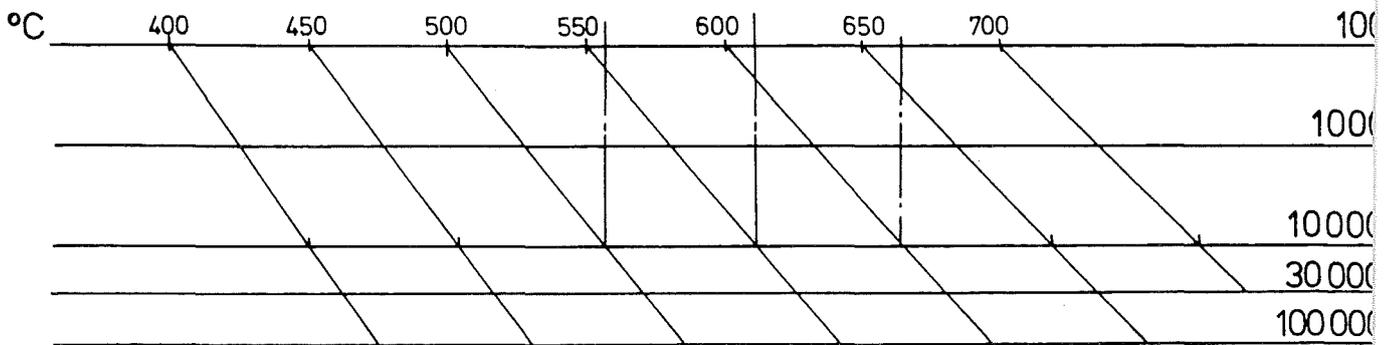
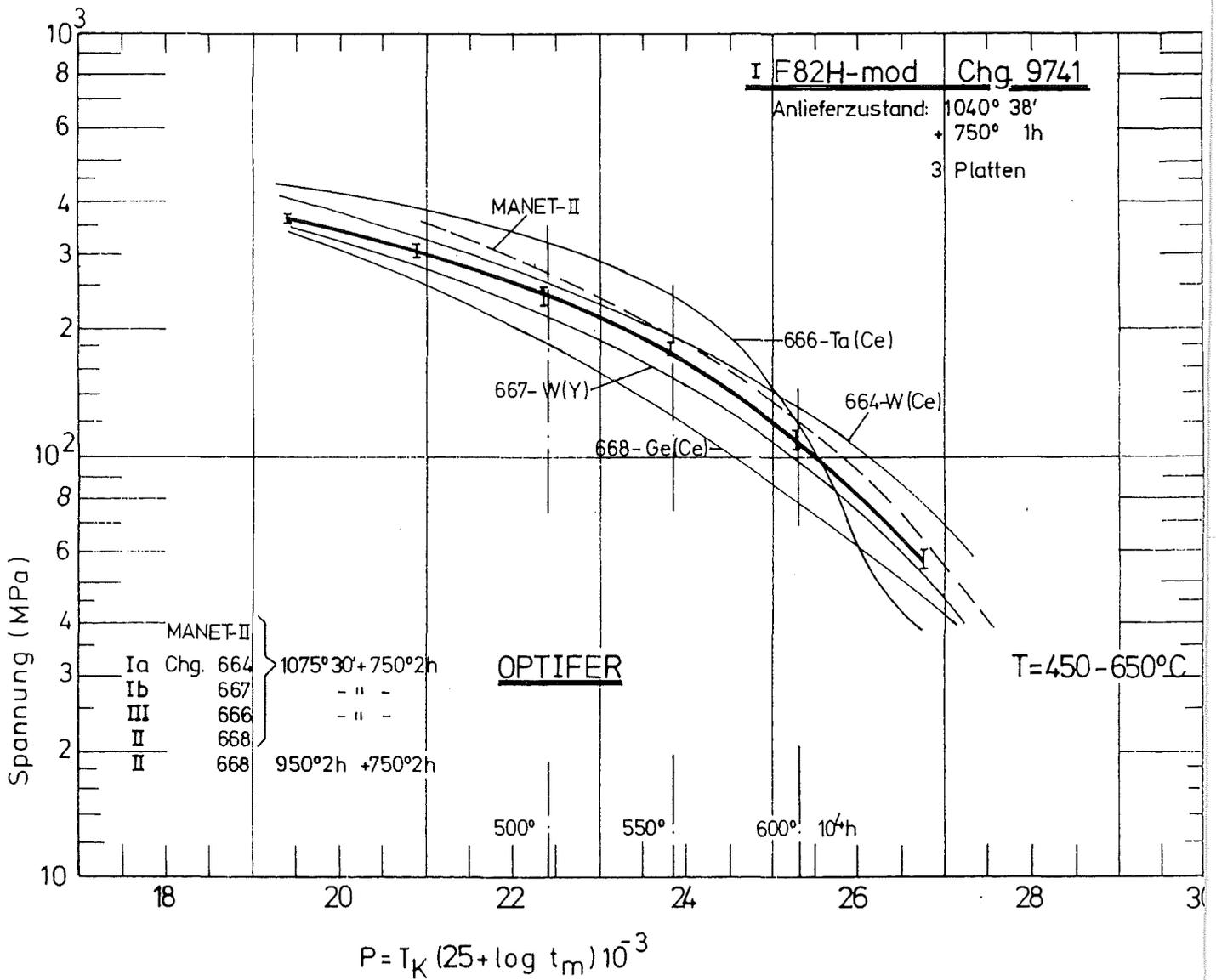


Bild 26 : Zeitstand - Hauptkurve
 (Larson - Miller - Parameter)

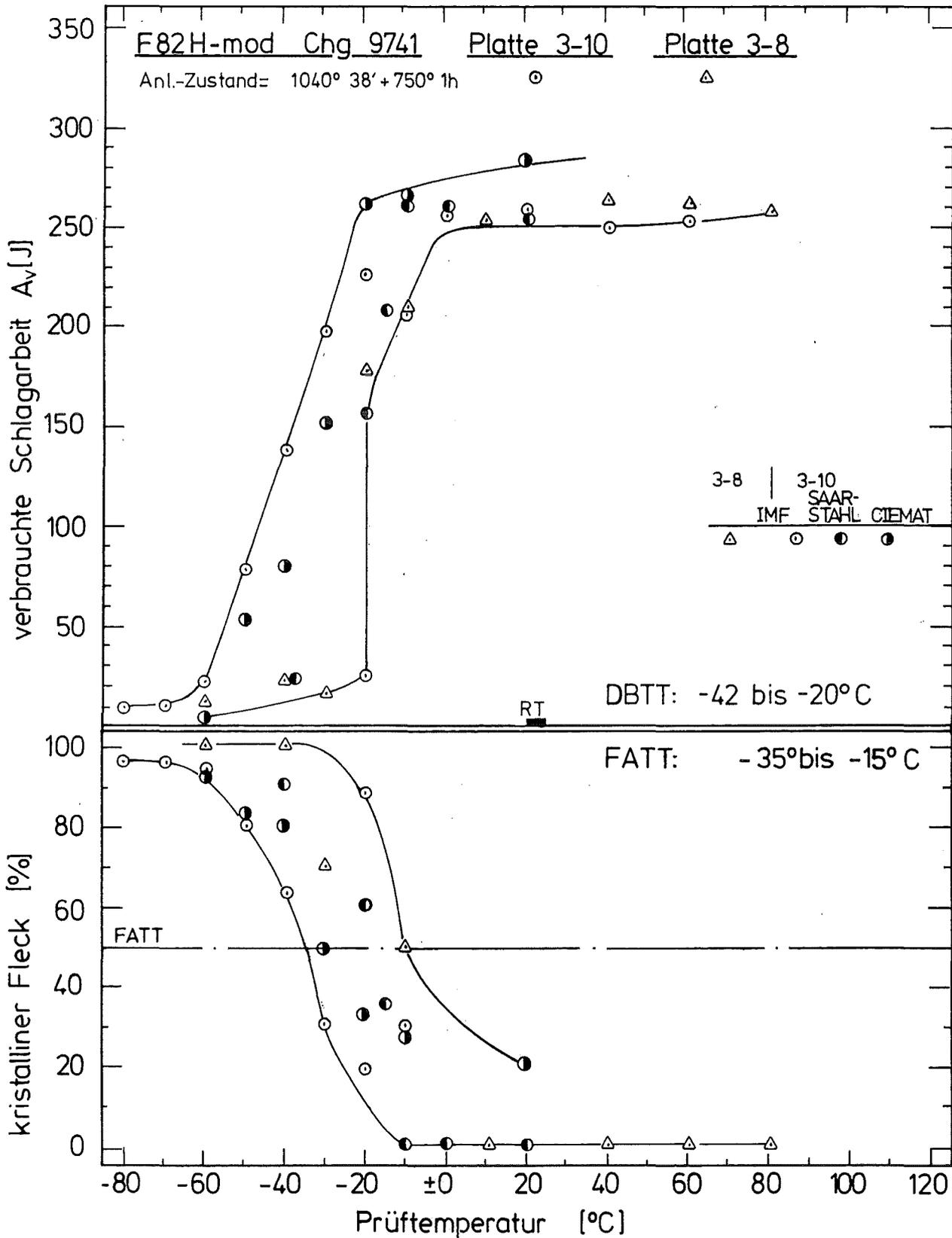


Bild: 27

Kerbschlagzähigkeits - Diagramm

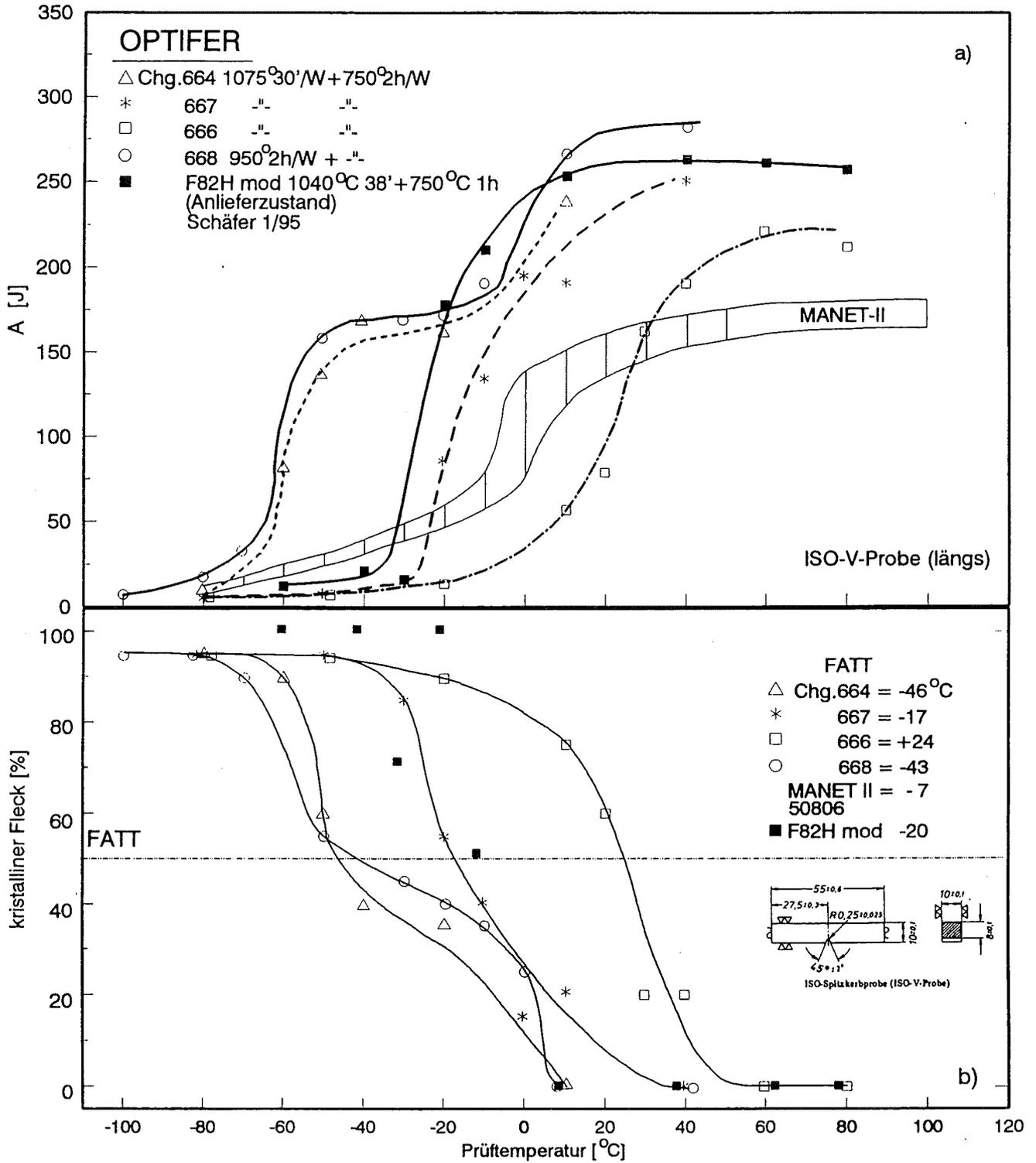


Bild 28: Kerbschlagzähigkeits-Diagramm

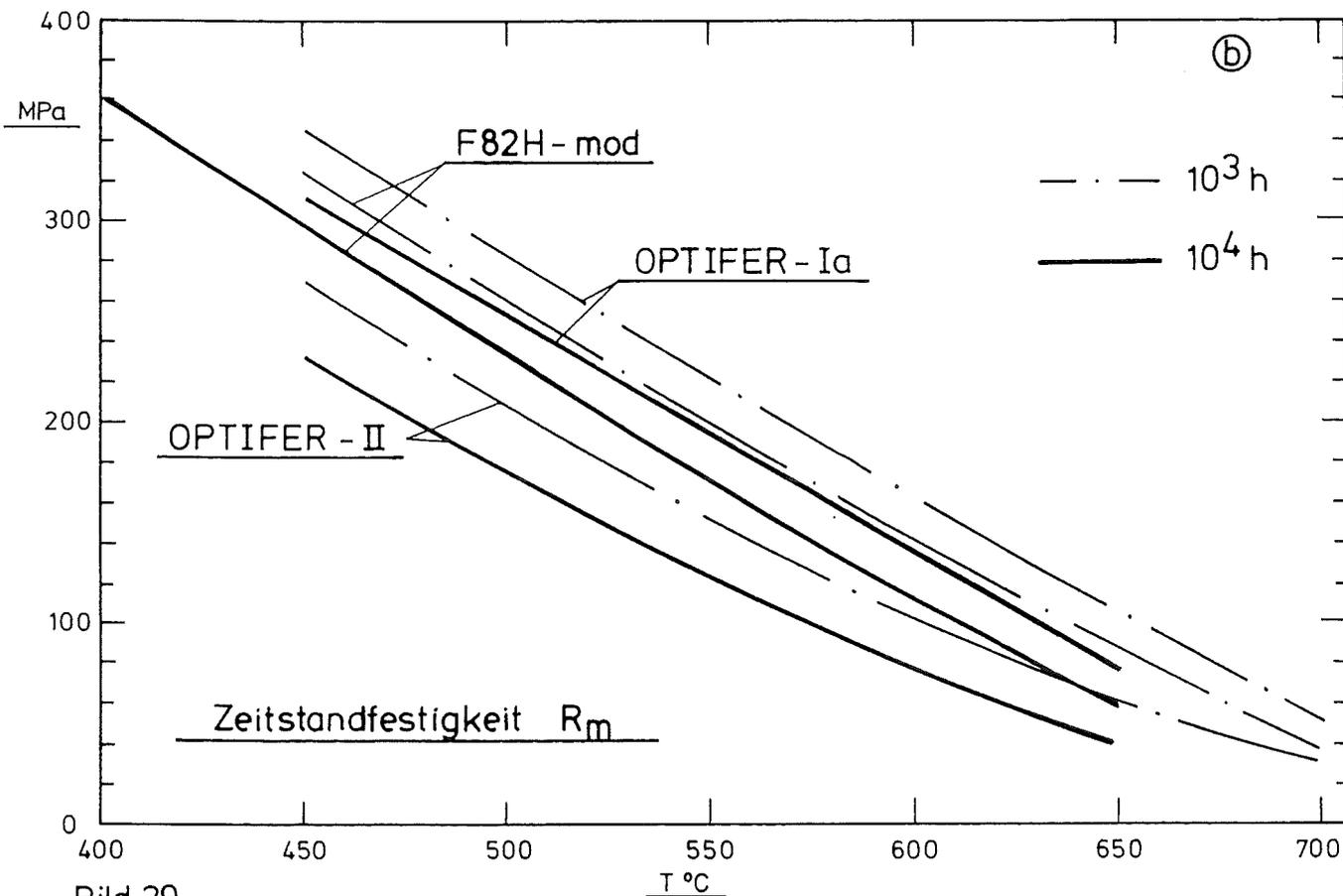
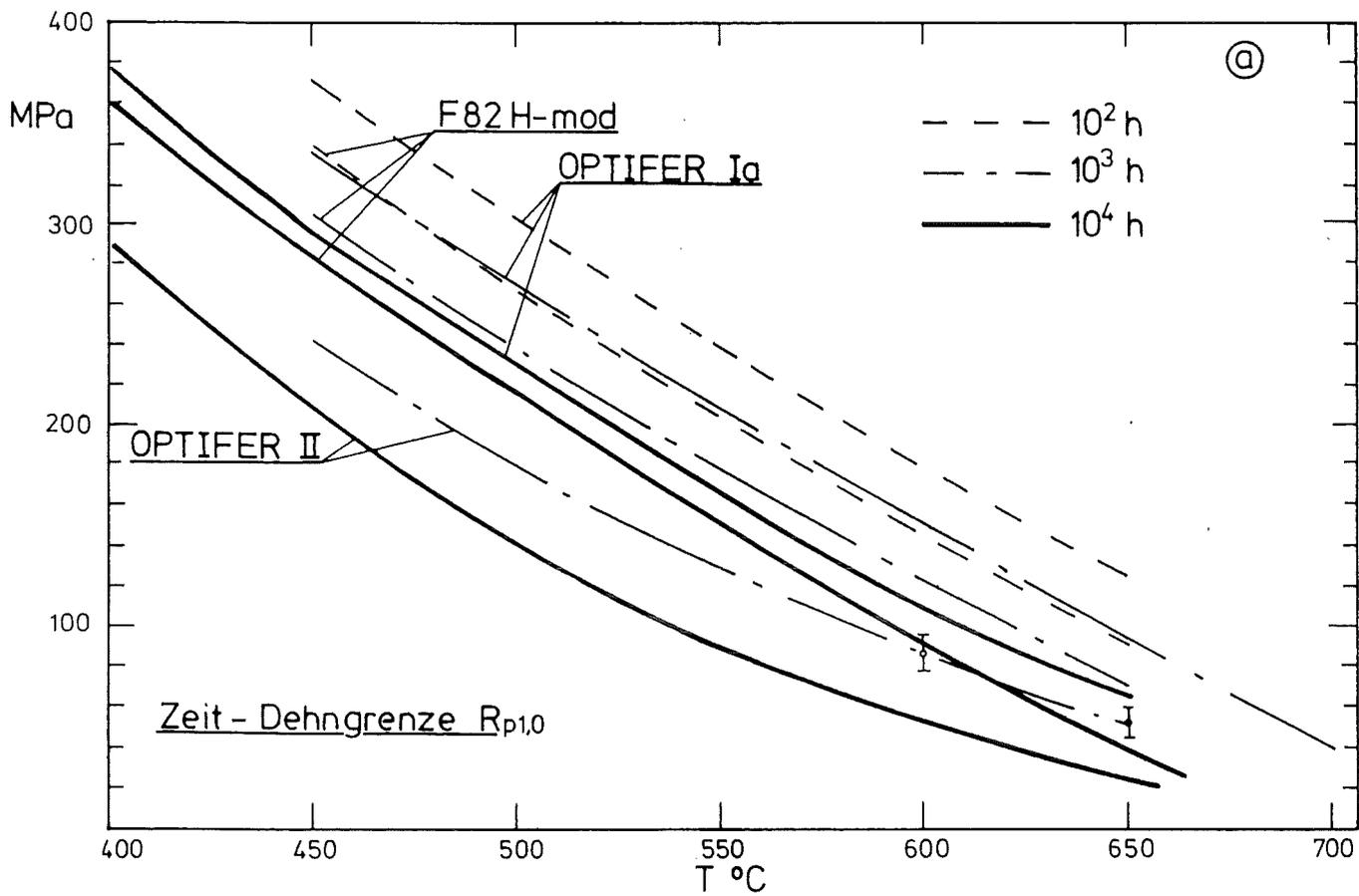


Bild 29