



Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6265

**Das Zeitstandfestigkeits-
und Kriechverhalten des
niedrigaktivierenden
martensitischen Stahles
F82H-mod.
(Abschlußbericht)**

M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein

Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion
Association FZK/Euratom

Mai 1999



Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 6265

Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des
niedrigaktivierenden martensitischen Stahles F82H-mod.
(Abschlußbericht)

M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein

Institut für Materialforschung

Projekt Kernfusion
Association FZK/Euratom

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe
1999

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

Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des niedrigaktivierenden martensitischen Stahles F82H-mod.

Kurzfassung

Von japanischer Seite wurde den europäischen Labors Plattenmaterial des niedrigaktivierenden Stahles F82H-mod. zur Verfügung gestellt, die in Arbeitsteilung im Rahmen des Technologieprogrammes der Fusionsforschung verschiedene Versuchsprogramme durchführen. Vom FZK-IMF I wurde u.a. das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten untersucht.

An drei Platten wurden im Temperaturbereich 450-700°C Versuche im Referenzzustand (as received = 1040°38'+750°1h) bis zu 30 000 h Versuchszeit durchgeführt. Desweiteren wurde das Alterungsverhalten nach Stabilisierungsglühungen (550/600°-5000 h) und der Einfluß abgesenkter Härtetemperaturen (950° bzw. 1000°) untersucht. Anhand der experimentellen Daten können entsprechend den Auslegungskriterien für 400-650°/20 000 h belastbare Mindestwerte für die 1% Zeit-Dehngrenze und die Zeitstandfestigkeit angegeben werden.

Ergänzend wurden Proben mit 875° Härtetemperatur geprüft und Versuche mit einer vorlaufenden Temperatur-Transiente auf 875° durchgeführt, bei denen sich ein 2-phases Gefüge aus Martensit + Ferrit bildet. Der damit verbundene Abfall der Festigkeitskennwerte kann quantifiziert werden.

The Creep and Creep-Rupture Strength Behavior of the Low-activated Martensitic F82H-mod. Steel

Abstract

Low-activated F82H-mod. steel plate material was made available by the Japanese side to the European laboratories, where various tests are performed within the framework of the Fusion Technology Research Program. The activities of the FZK-IMF I focused among others on the investigation of the creep and creep-rupture strength behavior.

The tests were performed on three plates in the reference state (as received = 1040°38'+750°1h) at temperatures of 450-700°C for a period of up to 30 000 h. Furthermore, the aging behavior following stabilization annealing (550/600°-5000 h) and the influence of reduced hardening temperatures (950° or 1000°) were examined. On the basis of the experimental data and in accordance with the design criteria for 400-650°/20 000 h, minimum values could be indicated for the 1% time yield limit and the creep-rupture strength.

In addition, specimens were tested at 875° hardening temperature and tests were performed with a preliminary temperature transient to 875°, during which a two-phase structure of martensite + ferrite was formed. The associated decrease in strength could be quantified.

El comportamiento a la rotura y a la fluencia lenta del acero martensítico F82H-mod. de baja activación

Resumen

La parte japonesa puso material en placa del acero F82H-mod. de baja activación a la disposición de los laboratorios europeos que colaboran dentro del programa de tecnología para la investigación de la fusión, donde se realizan varios programas experimentales. El FZK-IMF I ha estudiado entre otros el comportamiento a la rotura y a la fluencia lenta.

En la gama de temperaturas de 450-700°C, se efectuaron ensayos sobre tres placas en el estado de referencia (as received = 1040°38'+750° 1 h) para períodos de ensayo de hasta 30 000 h. Además, se estudió el comportamiento de envejecimiento después del recocido de estabilización (550/600°-5000 h) y la influencia de la disminución de las temperaturas de temple (950° y 1000° respectivamente). Los datos experimentales permiten indicar valores mínimos validados para el límite de alargamiento 1% y la resistencia a la rotura, según los criterios de concepción para 400-650°/20 000 h.

Adicionalmente, se examinaron probetas sometidas a una temperatura de temple de 875° y se realizaron ensayos con un transitorio de temperatura adelantado de 875° donde se forma una estructura bifásica de martensita + ferrita. La disminución asociada de las características de resistencia puede cuantificarse.

Le comportement de fluage et la résistance au fluage pour une durée déterminée de l'acier martensitique F82H-mod. de faible activation.

Résumé

Les laboratoires européens qui se partagent la réalisation de différents programmes d'essai dans le cadre du programme de technologie de la recherche sur la fusion ont reçu du Japon du matériau en plaque en acier F82H-mod. de faible activation. Le FZK-IMF I a étudié entre autres le comportement de fluage et la résistance au fluage pour une durée déterminée.

Trois plaques on fait l'objet d'expériences à l'état de référence (as received = 1040°38'+750°1h) à des températures de 450-700°C, pendant des durées d'essai allant jusqu'à 30 000 h. En outre, on a étudié le comportement de vieillissement suite au recuit de stabilisation (550/600°-5000 h) et l'influence de la diminution des températures de trempe (950° et resp. 1000°). Les données expérimentales permettent d'indiquer des valeurs minimales validées de la limite d'allongement-temps 1% et la résistance au fluage pour une durée déterminée, conformément aux critères de conception pour 400-650°/20 000 h.

A titre complémentaire, on a examiné des éprouvettes soumises à une température de trempe de 875° et réalisé des expériences avec un transitoire de température préalable de 875°, dans lesquelles on observe une structure biphasique de martensite et de ferrite. La diminution associée des caractéristiques de résistance peut être quantifiée.

Gliederung

	Seite
1. Einleitung	1
2. Versuchsmaterial	1
3. Versuchsergebnisse	2
3.1 Anlieferzustand	2
3.1.1 1% Zeit-Dehngrenze und Standzeit	2
3.1.2 Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller Parameter)	3
3.1.3 Kriechverhalten und Aktivierungsenergie des Kriechens	5
3.1.4 Einfluß der Probenlage und Probenform	7
3.1.5 Bruchdehnung und Brucheinschnürung	8
3.2 Einfluß von Stabilisierungsglühungen (Alterung)	8
3.2.1 Härte und Gefüge	9
3.2.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten	9
3.3 Einfluß der Härtetemperatur	10
3.3.1 Härte und Korngröße	10
3.3.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten	11
3.4 Einfluß einer Temperatur-Transiente	11
3.4.1 Gefüge	12
3.4.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten	12
4. Diskussion	13
5. Literatur	16
6. Anhang	60

1. Einleitung

Der martensitische 8% Cr-Stahl F82H-mod. ist eine japanische Version eines niedrig-aktivierenden bzw. reduziert-aktivierenden Stahles, der im Vergleich zu den europäischen OPTIFER-Legierungen mit 8,5-9,5 Cr im Fusions-Technologie Programm untersucht wird [1-3]. Zu diesem Zweck wurde den europäischen Labors 5 to Plattenmaterial (7,5 mm bzw. 15 mm) von der NKK-Corporation kostenlos zur Verfügung gestellt, die in Absprache und Arbeitsteilung verschiedene Versuchsprogramme durchführen.

Vom FZK/IMF werden u.a. Arbeiten zur Grundcharakterisierung durchgeführt. Die Ergebnisse der chemischen Analytik, das Umwandlungs-, Härte- und Anlaßverhalten, sowie von Zug- und Kerbschlagversuchen sind in [4] beschrieben worden. Der vorliegende Bericht beschreibt abschließend die Ergebnisse der umfangreichen Zeitstandversuche, die im Temperaturbereich 450-700°C bis zu Versuchszeiten von 30000 h durchgeführt wurden.

Neben dem Referenzzustand wird auch der Einfluß von Stabilisierungsglühungen (Alterungsverhalten) und der Einfluß erniedrigter Härtetemperaturen betrachtet (Übersicht siehe Tabelle 1).

2. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial wurde als 5 to-Charge im Vakuum-Induktionsofen erschmolzen, zu Platten von 7,5 und 15 mm ausgewalzt, fertig vergütet zum FZK/IMF geliefert und von dort an die europäischen Labors verteilt. Die Platten sind fortlaufend gekennzeichnet, so daß eine genaue Zuordnung zur Lage im Ausgangsblock (Bramme) möglich ist [4].

Die Vergütungsbehandlung nach Herstellerangaben:

1040°38' + 750°1h (Härten + Anlassen).

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 HV30. Primärkarbide wurden lichtmikroskopisch nicht festgestellt [4].

Von japanischer Seite (NKK-JAERI) wurde eine Analyse mitgeteilt, die in Tabelle 2, Spalte a, aufgeführt ist und sich auf 4 verschiedene Positionen in der Bramme be-

zieht (top-middle-middle-bottom). Die Werte der Grundzusammensetzung (Teil A) werden durch die IMF-Analysen an 2 der 3 im Zeitstandversuch untersuchten Platten, sowie durch Werte von CIEMAT-Madrid weitgehend bestätigt. Die Analysenwerte der radiologisch unerwünschten Begleitelemente, soweit sie bisher bestimmt wurden, sind im Teil B aufgeführt.

Weitere Ergebnisse zu den im europäischen Rahmen durchgeführten Grunduntersuchungen sind in [5] zusammengestellt.

3. Versuchsergebnisse

3.1 Anlieferzustand

Im Anlieferzustand = Referenzzustand wurden Proben aus drei Platten (2-1, 3-10, 3-17) im Temperaturbereich 450-700°C mit max. Versuchszeiten von rd. 30 000 h untersucht, um repräsentative und für die Ausleger belastbare Daten zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten für diesen Stahltyp zu erhalten. (Details zur Versuchsdurchführung siehe Anhang.)

Alle Daten dieser Versuche sind in der HTM-Datenbank abgelegt [6]. Ursprünglich war vorgesehen, das Zeitstandverhalten umfassend an der Platte 3-17 zu untersuchen und durch einige ergänzende Versuche an anderen Platten abzurunden. Im Verlaufe 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. Die Streubreite ist erheblich größer als bei den bisher untersuchten martensitischen Stählen (MANET, OPTIFER) und überdeckt den Einfluß der Platten-Nr. und Probenlage (längs-quer).

3.1.1 1% Zeit-Dehngrenze und Standzeit

Im Bild 1 sind alle Werte für 1%-Kriechdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung ohne weitere Separierung (wie Platten-Nr., Probenlage usw.) aufgetragen. Für die Prüftemperaturen 450-650°C ist die Bandbreite der Meßwerte eingezeichnet und die mit 1) bezeichneten Werte von Mehrfachversuchen identischer Proben bei 450° und 600°C verdeutlichen die Streuung. Für diese Parallelversuche ist im Bild 2a+b jeweils der Kriechverlauf bis max. 5% Dehnung dargestellt. Die Bruchzeiten aller Zeitstandversuche sind im Bild 3 in Abhängigkeit von der angelegten Spannung

dargestellt, bis auf 2 noch laufende Langzeitversuche bei 550°C mit zu erwartenden Standzeiten >30 000 h. Zwar ist die Streubreite bei jeder Prüftemperatur etwas geringer als bei den 1%-Zeit-Dehngrenzen, jedoch differieren sie, wie die Parallelversuche zeigen, 1) noch um den Faktor 4.

Diese Streubreite der Versuchsergebnisse könnte auch ihre Ursache darin haben, daß die nur einstündige Anlaßbehandlung unter Betriebsbedingungen (evtl. im Durchlaufofen) für die Platten nicht ausreichend war, zumal im europäischen Raum durchweg 2 h als Anlaßzeit üblich sind. Deshalb wurden Proben zusätzlich zum Anlieferzustand bei 750°2h angelassen und bei 550°-650°C geprüft (Tabelle 3).

Im Vergleich zum Anlieferzustand ergibt sich für die 1% Zeit-Dehngrenze und Standzeit, daß die Zeiten tendenziell etwas kürzer sind, die zusätzliche Anlaßbehandlung also fast erwartungsgemäß auch eine zusätzliche Anlaßwirkung hatte (Bild 4a+b). Auch werden etwas erhöhte Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{p\min}$ gemessen, aber die Duktilitätskennwerte für Bruchdehnung und -einschnürung liegen im Bereich der Werte für den Anlieferzustand. Wesentliche Erkenntnis ist aber, daß die große Streubreite bestehen bleibt, d.h. die Ursache dafür ist materialspezifisch und strukturell begründet.

3.1.2 Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter)

In begrenztem Rahmen läßt sich von bei höheren Temperaturen erreichten Versuchszeiten auf längere, experimentell noch nicht erreichte Zeiten, extrapolieren [7]. 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 [8, 9]. Am praktikabelsten erwies sich noch das Verfahren von Larson-Miller [10] 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 der Kurvenanteile für jede Prüftemperatur

in der daraus resultierenden Zeitstand-Hauptkurve (master-curve) zu erreichen. Nach der Formel

$$C = \frac{T_2 \cdot \log t_2 - T_1 \cdot \log t_1}{T_1 - T_2} (T_K)$$

bedeutet dies im σ/t -Diagramm zur Ermittlung der T/t-Wertepaare, daß im gesamten experimentell abgedeckten Prüftemperaturbereich sowohl im kürzeren als auch im längeren Standzeitbereich jeweils ein Spannungsschnitt gemacht werden muß, um einen repräsentativen Mittelwert für c (optimiert) zu erhalten.

Für F82H-mod. zeigte sich im Laufe der Untersuchungen, daß der bisher verwendete c-Wert von 25 für diese Stahlgruppe der 9-12% Cr-Stähle zu einer schlechten Anpassung der Kurvenstücke führte (Bild 5a, obere Kurve). Eine Erhöhung auf einen runden Wert von 30 führte zwar für die Standzeitkurve zu einer befriedigenden, bei der 1%-Zeit-Dehngrenzenkurve aber immer noch zu einer unbefriedigenden Anpassung für die höheren Prüftemperaturen (Bild 5b). 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 6a+b dargestellt. Zunächst bedeutet der gestrichelt Kurvenlauf eine Mittelwertgerade für die Resultate der Platte 3-17 (●). Dadurch wird die auch im Kapitel 3.1.4 näher beschriebene Tendenz deutlich, daß die Werte der Platte 3-10 (▲) 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 Versuche ließ sich so 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 10⁴ Std., so daß die Spannungen direkt abgeschätzt werden können, die zu 1% Kriechdehnung bzw. zum Bruch führen, wie sie in der folgenden Tabelle im Vergleich zu den aus den σ/t -Diagrammen 1+3 für den technologisch interessanten Temperaturbereich zusammengestellt sind.

Anhand des unterhalb angegebenen Auflösungsnetzes lassen sich die Spannungen für weitere T/t-Kombinationen inter- bzw. extrapolieren. Die Unterschiede in den in der Tabelle angegebenen Spannungsbereichen für die Auswertung aus dem σ/T -

Diagramm und der Larson-Miller-Hauptkurve sind bei den Standzeit-Werten vernachlässigbar gering.

10⁴h – 1% Zeit-Dehngrenze-Werte [Mpa]			
T °C	σ/t-Diagramm Bild 1+3	L-M-Hauptkurve Bild 6	Mittelwert △ Platte 3-17
400	-	355-365	360
450	270-280	265-305	285
500	210-230	190-240	215
550	140-180	138-182	150
600	103-125	90-114	98
10⁴h – Standzeit-Werte [Mpa]			
400	-	360-380	370
450	285-310	285-315	300
500	215-245	225-250	240
550	172-185	168-190	180
600	105-132	105-125	110

3.1.3 Kriechverhalten und Aktivierungsenergie des Kriechens

Die kontinuierliche Aufzeichnung des Kriechverlaufes erlaubt eine exakte Bestimmung der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{p_{\min}}$, die sich je nach Prüftemperatur und Versuchsspannung innerhalb eines mehr oder weniger stark ausgeprägten quasi-stationären Kriechbereiches einstellt. Eine Auftragung der minimalen Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung ($\log \dot{\epsilon}_{p_{\min}}(abs) \rightarrow \log \sigma_o$) ergibt für jede Prüftemperatur eine Gerade, aus deren Neigung sich nach der Norton'schen Kriechbeziehung $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ der Spannungsexponent berechnen läßt [11].

Bei den Werten für die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{p_{\min}}(abs)$ (Bild 7) liegt die Streuung im normalen Rahmen. Aus der Neigung und Lage der eingezeichneten Mittelwert-Geraden ergeben sich folgende n- und k-Werte:

450°	n = 29 (400-300MPa)	k = 2,5 · 10 ⁻⁷⁸ x)
500°	n = 23 (300-220 MPa)	k = 5,2 · 10 ⁻⁶¹
550°	n = 18 (240-160 MPa)	k = 8,1 · 10 ⁻⁴⁷
600°	n = 12,5 (180-100 MPa)	k = 4,2 · 10 ⁻³²
650°	n = 8,4 (140-80 MPa)	k = 2,1 · 10 ⁻²¹
650°	n = 5 (80-50 MPa)	k = 6 · 10 ⁻¹⁵
700°	n = 4,6 (70-40 MPa)	k = 3,1 · 10 ⁻¹²

x) bezogen auf Spannungen der Mittelwert-Geraden im Bild 7

Die Abknickung bei 650°C mit daraus resultierendem kleineren n-Wert für den niedrigeren Spannungsbereich wird auch bei anderen Varianten und Legierungen beobachtet [12] 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. Wenn für die Berechnung des k-Wertes, statt der Spannungen aus der Mittelwert-Geraden, eine Gerade durch die Minimalwerte gelegt wird, ist bei gleichem n-Wert der Einfluß auf k nicht sehr groß (bei 500°C z.B. von 5,2 · 10⁻⁶¹ auf 1,8 · 10⁻⁶⁰).

Die vorliegenden umfangreichen Daten zum Kriechverhalten des F82H-mod. im Anlieferzustand erlauben die Bestimmung der Aktivierungsenergie des Kriechens. Wenn man im Bild 7 $\dot{\epsilon}_{p\min} \rightarrow \sigma$ bei einer Spannung einen Schnitt legt, erhält man Kriechgeschwindigkeitswerte mehrerer Prüftemperaturen. Durch die Auftragung $\dot{\epsilon}_{p\min}$ gegen $1/T_K$ ergibt sich aus der Neigung der Geraden die effektive Aktivierungsenergie des Kriechens über $Q_K = 4,56 \Delta \log \dot{\epsilon} / \Delta 1/T$ [13]. Als Mittelwert aus 7 Spannungsschnitten ergab sich für den Temperaturbereich 450-700°C ($\sigma=300-50$ MPa)

$$Q_K = 149 \text{ kcal/mol bzw.}$$

$$625 \text{ kJ/mol}$$

3.1.4 Einfluß der Probenlage und Probenform

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 [12] und F82H-mod., die Bleche nach jedem Stich um 90°C gedreht, so wird die Ausbildung einer ausgeprägten Textur verhindert. Von den Platten 3-17, 3-10 und 2-14 wurden Proben längs und quer zur Plattenrichtung entnommen und geprüft. Im Bild 8 (\triangleq Bild 3) 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 vorliegenden Standzeitwerte nach der Platten-Nr. erfolgt im Bild 9, 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 10 \triangleq Bild 1)). Bei diesem Kennwert erreichen besonders die bei 550°C geprüften Proben aus der Platte 2-14 deutlich längere Zeiten.

Daß die Streuung bei 550° so ausgeprägt ist, könnte ein Indiz dafür sein, daß die Austenitisierungs- (1040°38') und Anlaßbehandlung (750°1h) nicht optimal oder für das gesamte Plattenmaterial nicht homogen genug erfolgte. Die Anlaßversuche im Rahmen der Charakterisierungsarbeiten [4] zeigen bei 550°C ein ausgeprägtes Sekundärhärtemaximum. Wenn unter Betriebsbedingungen bei der Herstellung dieses Ausscheidungspotential durch die Endvergütung nicht vollständig ausgeschöpft wird, ist verständlich, daß bei nachfolgender längerer Versuchsbeanspruchung gerade bei 550°C zusätzliche strukturelle Änderungen sich stärker auswirken.

Unterschieden ist bei den Symbolen im Bild 10 noch, ob Proben mit $\varnothing 5$ oder $\varnothing 8$ mm Durchmesser 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.

3.1.5 Bruchdehnung und Brucheinschnürung

Ein Einfluß der Probenlage sollte sich noch am ehesten bei den Duktilitätskennwerten zeigen. In den Bildern 11 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 deutlich $\geq 10^4$ erhärtet werden.

Ergänzt man diese Bilder durch die Ergebnisse von Versuchen an den Platten 3-10 und 2-14 (Bild 12a+b), wird die Streubreite zwar etwas größer, aber tendenziell ändert sich nichts.

3.2 Einfluß von Stabilisierungsglühungen (künstliches Altern)

Durch Härten + Anlassen (Vergütung) wird bei martensitischen Stählen ein dem vorgesehenen Verwendungszweck entsprechendes Härte- bzw. Festigkeitsniveau eingestellt. Beim langzeitigen Einsatz bei höheren Temperaturen ist dieser Gefügezustand einer weiteren Anlaßwirkung ausgesetzt, die allgemein als Alterung bezeichnet wird. Wenn eine Wärmebehandlung mit dem Ziel, im Laufe der Zeit zu erwartende Form-, Maß- und/oder Gefügeänderungen in einem Werkstück vorwegzunehmen, angewendet wird, spricht man von künstlichem Altern oder Stabilisieren (DIN 17014).

Umfangreiche empirische Untersuchungen zur Anlaßbeständigkeit haben gezeigt, daß in Bezug auf die Härteänderungen 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 [14], der später durch eine Arbeit von Larson-Miller [10] zur Beschreibung des Zeitstandfestigkeitsverhaltens bekannter wurde. Als max. Auslegungsdaten für ein Blanketmodul sind z.Zt. 550°C und 20 000 h vorgegeben [15]. Dies entspricht nach der Hollomon-Jaffe Beziehung einem Wert von $P = 18,36$. Um diesen T/t-Bereich abzudecken, wurde Versuchsmaterial im Anlieferzustand zusätzlich bei 550°C-5000 h bzw. 600°C-5000 h geglüht. Diese beiden Glühungen entsprechen $P = 17,86$ bzw. 18,94

3.2.1 Härte und Gefüge

Vorlaufend zu den Zeitstandversuchen wurden Härtemessungen und metallographische Untersuchungen an Proben mit unterschiedlichen Stabilisierungsglühungen durchgeführt. Im Vergleich zur Anlaß-Hauptkurve des Stahles F82H-mod. [4] zeigen die Härtewerte der verschiedenen T/t-Kombinationen keine signifikante Härteänderung. Auch die lichtmikroskopischen Aufnahmen der beiden wesentlichen Glühparameter zeigen gegenüber dem Anlieferzustand keine Änderung (Bild 13).

Weitere Ergebnisse zu den Zugfestigkeitseigenschaften und zum Kerbschlagzähigkeitsverhalten wurden in [16, 17] vorgestellt.

3.2.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten

Zeitstandversuche wurden im T-Bereich 450-650°C durchgeführt (Tabelle 4+5), wobei von CIEMAT-Madrid im Rahmen der internationalen Zusammenarbeit ergänzende Versuche gefahren wurden. Aus der Darstellung in den Bildern 14a+b geht hervor, daß die Werte für 1% Kriechdehnung und Standzeit im Bereich der Werte des Anlieferzustandes der gleichen Platte und im Bereich des Kurvenzuges für die am intensivsten untersuchten Platte 3-17 liegen. Auch ist kein Einfluß der Glühtemperatur erkennbar. Deutlicher wird diese Aussage, wenn man Bild 15 betrachtet, in dem die Werte für die 1%-Zeit-Dehngrenze und Standzeit in das jeweilige Streuband des Anlieferzustandes (aus Bild 6) in der Form der Zeitstand-Hauptkurve eingezeichnet sind.

Auch die Werte für minimale Kriechgeschwindigkeit zeigen im untersuchten Spannungsbereich die gleiche Spannungsabhängigkeit für die geglühten Zustände wie für den Anlieferzustand (Bild 16). Praktisch unbeeinflusst von den Stabilisierungsglühungen sind auch die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung und -einschnürung (Bild 17a+b), insbesondere wenn man sich die Streubreite und Tendenz aller Versuche des Anlieferzustandes (siehe Bild 12a+b) vergegenwärtigt.

3.3 Einfluß der Härtetemperatur

Üblicherweise werden für die Härtung der martensitischen 12% Cr-Stähle Austenitierungstemperaturen zwischen 1040-1100°C angewandt. Dies sichert optimale Festigkeitskennwerte bei ausreichend feinem Korn für gutes Kerbschlagzähigkeitsverhalten [18, 19, 20]. Andererseits führen niedrigere Härtetemperaturen zu einer sehr kleinen Korngröße und damit zu einem hervorragenden Kerbschlagzähigkeitsverhalten, wie spezielle Untersuchungen an den niedrigaktivierenden Stählen F82H-mod. und OPTIFER gezeigt haben [21, 22]. Um den Einfluß abgesenkter Härtetemperaturen auf die Festigkeitseigenschaften zu erfassen, wurden Proben mit 1000°C bzw. 950°C Härtetemperatur und 750°C Anlaßtemperatur geprüft.

Desweiteren wurden zwei Zustände mit 875°C Härtetemperatur untersucht. Die Härteversuche in [4] ergaben als Novum, daß F82H-mod. bei diesen in der α - γ -Umwandlung befindlichen Proben ein zweiphasiges Gefüge aus Martensit und Ferrit bildet (siehe Bild 8 in [4]). Diese Zweiphasigkeit ist dann von Bedeutung und Nachteil, wenn im Betrieb einer Anlage mit einer kurzzeitigen Temperaturtransiente $> A_{c1b}$ gerechnet werden muß, über die im folgenden Kapitel 3.4 berichtet wird, bzw. wenn bei Schweißnähten in der wärmebeeinflussten Zone entsprechend hohe Temperaturen auftreten.

Vorlaufend durchgeführte Zugversuche im Temperaturbereich RT bis 700°C ergaben, daß auch mit 950° bzw. 1000°C Härtetemperatur die gleichen Zugfestigkeitskennwerte erreicht werden wie mit dem Referenzzustand mit 1040°C [4, 23].

3.3.1 Härte und Korngröße

Mit 950°C Härtetemperatur liegt man bei F82H-mod. 35°C über der α - γ -Umwandlungstemperatur A_{c1e} , so daß eine vollmartensitische Umwandlung gewährleistet ist. Auch bestätigen die früher durchgeführten Härtungsversuche [4], daß ab 950°C schon das maximale Härteniveau erreicht wird und mit 32 μm ein deutlich feineres Korn vorliegt als bei 1040°C (51-79 μm), wie aus dem Bild 18 hervorgeht.

3.3.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten

Die Werte für 1%-Kriechdehnung und Standzeit der Proben mit 1000° und 950°C Härtetemperatur sind in den Bildern 19a+b in Abhängigkeit von der Versuchsspannung im Vergleich zu den Werten des Anlieferzustandes eingezeichnet. Mit 950°C Härtetemperatur werden durchweg etwas kürzere Zeiten erreicht als mit 1000°C, jedoch liegen die Werte beider Zustände innerhalb der Gesamtstreuung des Referenzzustandes.

Auch die Darstellung in den Bildern 20a+b, in der Form als Zeitstand-Hauptkurven, zeigt noch einmal, daß die Werte im schraffierten Streuband verschiedener Platten des Anlieferzustandes liegen. In diesen beiden Bildern sind auch die Werte des zweiphasigen Zustandes mit 875°C Härtetemperatur eingetragen. Die Werte des nur gehärteten Zustandes (⊙) liegen im unteren T/t-Bereich oberhalb des Anlieferzustandes und bei $P \geq 31$ unterhalb. Der vergütete Zustand (875°+750°) (⊗) erreicht erwartungsgemäß im gesamten untersuchten T/t-Bereich deutlich niedrigere Werte.

Die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit sind in Abhängigkeit von der Versuchsspannung im Bild 21 für die Proben mit 1000° und 950°C Härtetemperatur den Werten des Anlieferzustandes gegenübergestellt. Auch dieser Kennwert weist keine technologisch relevanten Unterschiede als Einfluß der Härtetemperatur aus.

Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung und –einschnürung (Bild 22a+b) scheinen tendenziell etwas höher, ordnen sich allgemein im oberen Streubereich des Anlieferzustandes ein und haben bei 550/600°C und langen Standzeiten eine weniger ausgeprägte Tendenz abzunehmen.

Die Primärdaten dieser Versuchsreihe sind in den Wertetabellen 6+7 zusammengestellt.

3.4 Einfluß einer Temperatur-Transiente

Unter der Annahme, daß im Betrieb ein kurzzeitiger Temperaturanstieg erfolgt, erhebt sich natürlich die Frage, wie der durch die Vergütungsbehandlung eingestellte Zustand beeinflusst wird. Ein T-Anstieg bis zum Beginn der α - γ -Umwandlung (A_{C1b} -Punkt), der für F82H-mod. bei 835°C liegt, wird je nach Einwirkungszeit eine Anlaßwirkung haben und das ursprünglich eingestellte Festigkeitsniveau herabsetzen.

3.4.1 Gefüge

Über Ac_{1b} hinaus bildet sich T/t-abhängig Austenit, und wie man aus den Untersuchungen in [4] gesehen hat, bei F82H-mod. zusätzlich Ferrit. Bei Abkühlung auf Raumtemperatur wandelt der Austenit zu Martensit um. Wird dagegen nach einer Temperatur-Transiente in einem höheren Temperaturbereich abgefangen, so ist im T-Bereich zwischen $650^{\circ}\text{C} - Ac_{1b}$ mit Perlitbildung zu rechnen, zwischen RT und $\approx 400^{\circ}\text{C}$ (Martensitpunkt) mit teilweiser Martensitbildung (T-abhängig), und zwischen M_s und der Perlitstufe bleibt der oberhalb Ac_{1b} gebildete Austenit als unterkühlter Austenit erhalten. Diese Vorgänge können aus dem ZTU-Schaubild mit den stahltypischen Umwandlungstemperaturen abgelesen werden [4, Bild 5a+b]. Die Bildtafel 23 vermittelt einen guten Eindruck, wie sich das martensitische Gefüge des Referenzzustandes (a) verändert, wenn durch Härtung bei 875°C ein ferritisch-martensitisches Gefüge (b) und als Folge einer kurzzeitigen T-Transiente auf 875°C ein Mischgefüge aus angelassenem Martensit des Ausgangsgefüges + Ferrit und neuem Martensit entsteht (c).

3.4.2 Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten

Um den Einfluß einer T-Transiente auf das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten in einem ersten Ansatz zu quantifizieren, wurden Proben in der Zeitstandprüfanlage ohne Belastung rasch auf 875°C aufgeheizt und durch Abschalten der Ofenheizung wieder rasch abgekühlt bis auf die vorgesehene Prüftemperatur von 500°C . Dies wird in der halbschematischen Darstellung im Bild 24 durch den Kurvenzug 1) veranschaulicht. 875°C als maximale Temperatur wurde gewählt, weil bei dieser Temperatur die schon angesprochene Ferrit-Bildung sehr ausgeprägt ist und sie die halbe T-Spanne zwischen Ac_{1b} und Ac_{1e} ist.

Nach dem Temperatúrausgleich bei 500°C ($\approx 2\text{h}$) wurde durch Belastung der Zeitstandversuch gefahren und zwar im Spannungsbereich 250-170 MPa (6 Versuche s. Tabelle 8). Die Zeiten für 1% Kriechdehnung und Bruchzeit sind im Bild 25a im Vergleich zu den Werten des Anlieferzustandes in Abhängigkeit von der Versuchsspannung dargestellt. Man erkennt, daß die T-Transiente mit 7-8' oberhalb Ac_{1b} zu einer starken Verkürzung der Zeiten für 1% Dehnung bzw. Bruch führt. Mit abnehmender Versuchsspannung ergibt sich aber ein fast asymptotischer Verlauf der Kurven, so

daß der Versuch mit der niedrigsten Spannung von 170 MPa nach rd. 24 000 std. bei 1% Kriechdehnung abgebrochen wurde.

Der Befund an F82H-mod. steht qualitativ in guter Übereinstimmung mit ähnlichen Versuchen an den konventionellen martensitischen Stählen MANET-II und 1.4914 [24], bei denen T-Transienten mit z.T. deutlich längeren Verweilzeiten oberhalb Ac_{1b} durchgeführt worden waren, wie aus den Bildern 24 und 25b+c hervorgeht. Die bei diesen beiden Stählen angefahrne Temperatur von 850°C entspricht ebenfalls etwa der halben Spanne zwischen Ac_{1b} und Ac_{1e} . Daß bei dieser Versuchsführung z.T. größere Streuungen in den Einzeldaten auftreten, wird verständlich, wenn man berücksichtigt, daß bei unterschiedlichen Durchlaufzeiten oberhalb Ac_{1b} und möglichen Unterschieden von 10°C bei der Maximaltemperatur die Menge des gebildeten Austenits erheblich beeinflußt wird.

Im Vergleich zum Anlieferzustand und den in den vorangegangenen Kapiteln behandelten Vergütungszuständen sind die Werte für 1% Dehnung und Standzeit der 6 Transientenversuche (◐) in den Bildern 26a+b im Larson-Miller-Diagramm eingezeichnet. Deutlich ist der festigkeitsmindernde Einfluß der T-Transiente erkennbar. Die Werte liegen nur noch im Festigkeitsbereich des bei 875°C vergüteten ferritisch-martensitischen Zustandes.

Die Wertetabelle 8 enthält die Primärdaten der Transienten-Versuche und als direkten Vergleich die bei 500°C Prüftemperatur ermittelten Daten für den Referenzzustand [6].

4. Diskussion

Bemerkenswert ist zunächst, daß die Zeitstandfestigkeits- und Kriechkennwerte im Anlieferzustand bei allen Prüftemperaturen eine größere Streubreite aufweisen, obwohl alle untersuchten Platten aus einer Charge stammen und mit identischen Proben bis zu 10 Parallelversuchen gefahren wurden. Der Grund für diese ungewöhnlichen Streuungen beruht auf inhärenten Ursachen, zumal die mittlerweile vorliegenden chemischen Analysen mehrerer Labors an verschiedenen Platten z.T. erhebliche Unterschiede in den Legierungselementen Cr-W-N zeigen.

Dagegen ist ein Einfluß z.B. der Probenlage (längs-quer), oder der Alterungsbehandlung (550°/600°-5000h), oder unterschiedlicher Härtetemperaturen (950-1000-1040°) nur marginal und uneinheitlich.

Eine Zusammenfassung aller Zeitstandversuche ergibt für jeden Kennwert ein Streuband, dessen untere Begrenzung die Bestimmung eines Mindestwertes erlaubt. So wurden z.B. die für die Ausleger wichtigen Spannungen für 1%-Kriechdehnung und Standzeit bei 20000 h max. Beanspruchungszeit für den Temperaturbereich 400-600°C aus der Larson-Miller-Darstellung bestimmt, wie sie im Bild 27 als Kurvenzüge und in Tabelle 9 – rechte Spalte - dargestellt sind (Grundwerkstoff – unbestrahlt).

Die entsprechenden Werte für die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit liegen in jedem Fall deutlich über diesen Kurvenzügen, wie die Zugfestigkeitskennwerte in der Tabelle 10 und Bild 28 zeigen. In diesem Diagramm sind als Ergänzung zu der Darstellung in [4] noch Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte für den Tieftemperaturbereich bis -150°C für den Anlieferungszustand a) angegeben [32]. Der deutliche Anstieg der beiden Kennwerte bis -150° ist zudem noch mit einer Zunahme der Gleichmaßdehnung A_g und der Bruchdehnung A verbunden. Lediglich die Brucheinschnürungswerte Z nehmen in diesem Tieftemperaturbereich von 78,5% bei RT auf 60,2% bei -150° ab (s. Tabelle 11). Im Falle von Schweißverbindungen muß aber eventuell wegen des Auftretens von α -Ferrit in der wärmebeeinflussten Zone mit deutlichen Festigkeitseinbußen gerechnet werden.

Glühversuche im Temperaturbereich 800-900°C (= α - γ -Umwandlung) offenbarten eine besondere Schwäche des F82H-mod. Stahles u.a. wegen seines niedrigen Cr-Gehaltes. Nicht nur aus Korrosionsgründen, sondern auch wegen besserer Strukturstabilität wird bei den kommerziellen 8-12%-Cr-Stählen ein Cr-Anteil $> 9\%$ angestrebt [19, 25].

Irvine et. al. [18] beschreiben anhand von 2 Gleichgewichtsdiagrammen des Systems Fe-Cr-C, die einer Arbeit von W. Tofaute et. al. [26] entstammen, daß in Abhängigkeit vom Cr-Gehalt nur ein sehr schmaler Bereich existiert, wo kein bzw. nur sehr wenig α -Ferrit auftritt („Straße von Gibraltar“, s. Bild 29). Dieser Befund wurde durch Glühversuche mit anschließenden strukturellen Untersuchungen verifiziert [27]. Danach zeigen die von uns untersuchten Varianten (MANET-OPTIFER-F82H-mod.) mit $< 9\%$ Cr bis zu 17% Ferrit (F82H-mod.) und die Varianten mit 9.5-11% Cr keinen bzw. nur einige % α -Ferrit. Bei höheren Cr-Gehalten (11-14%) liegt von der Erschmelzung

bzw. Austenitisierung her 0.5-25% δ -Ferrit vor [28]. Von A. Alamo untersuchte geschweißte F82H-mod.-Proben mit 720°C Anlaßtemperatur zeigen ebenfalls α -Ferrit [29]. Eine Anlaßbehandlung ($< A_{c1b}$) allein führt nicht zur Beseitigung des α -Ferrits, erst wenn oberhalb A_{c1e} neu austenitisiert wird (+ Anlassen) liegt wieder ein dem Ausgangsgefüge vergleichbares ferritfreies Vergütungsgefüge vor. Die von Tofaute-Irvine präsentierten Diagramme beziehen sich auf einen einfacher aufgebauten Stahl mit 0,1%C, 0,5% Mn und 0,25% Si, dagegen sind die von uns untersuchten Stähle komplexer aufgebaut. Desweiteren ergaben die von Materna-Morris [27] durchgeführten Untersuchungen, daß die Bildung von α -Ferrit durch niedrigere C-Gehalte und W-Anteile begünstigt wird. Das würde auch erklären, daß die „Straße von Gibraltar“ mit der minimalen α -Ferritbildung zu höheren Cr-Gehalten hin (9,5-10,5%) verschoben wird (s. Fußleiste Bild 29). Zug- und Zeitstandversuche an F82H-mod. im ferritisierten Zustand 875°2h+750°2h erlauben eine quantitative Abschätzung der Abnahme der Festigkeitskennwerte (s. Diagramme 20, 26).

Zur Frage des W-Gehaltes und der absoluten Höhe der Festigkeitskennwerte bei höheren Temperaturen gilt zwar, daß bei gleicher Grundzusammensetzung mit steigendem W-Anteil (z.B. 1-4%) die Werte ansteigen [30, 31], aber ein schon früher angestellter Vergleich zeigt, daß F82H-mod. (2% W, \leq 8% Cr) in den Kurz- und Langzeitfestigkeitswerten deutlich unter der OPTIFER-Variante mit 1%W-9,5%Cr liegt [4, 23].

Aus radiologischen Gründen ist ein kleinerer W-Anteil vorteilhaft, und ob sich die Tendenz erhärtet, daß bei Langzeitbeanspruchung \geq 550°C die Duktilitätskennwerte bei höheren W-Anteilen stärker abnehmen, muß noch durch die laufenden Langzeitversuche besser belegt werden [22].

Danksagung

Die Autoren danken H.J. Lapeña vom CIEMAT-Madrid für ergänzende Zeitstandversuche zur Fragestellung des Alterungsverhaltens. Den Herren P. Graf und H. Zimmermann sei für die metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen gedankt.

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] 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, 27.9.-1.10.93, Journal of Nuclear Materials 212-215 (1994), S. 678-683
- [2] 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, September 9-10, 1996,
FZKA Nr. 5848 (Mai 1997)
- [3] M. Schirra, K. Ehrlich, S. Heger, M.T. Hernández, J. Lapeña
„OPTIFER, ein weiterer Schritt zur Entwicklung niedrigaktivierender martensitischer Stähle“, FZKA 5624, Nov. 1995
- [4] M. Schirra, Ch. Adelhelm, P. Graf, S. Heger, H. Kempe, H. Zimmerman, M.P. Fernández, J. Lapeña
„Arbeiten zur Grundcharakterisierung am niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod. im Vergleich zu OPTIFER“, FZKA 6008, Dez. 1997
- [5] R. Lindau (Ed.)
„Homogeneity Tests of European Laboratories on Alloy F82H-mod.“,
FZKA 5814, in Vorbereitung
- [6] HTM-Data Bank, Joint Research Center, Petten, NL, Materials Division
- [7] 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

- [8] K. Bungard, W. Schmidt
 „Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten“,
 DEW-Techn. Berichte, 1. Band, 1961, Heft 3, S. 84/95
- [9] J. Granacher, H. Wiegand
 „Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfe-
 ster Stähle“, Archiv für das Eisenhüttenwesen 43, Heft 9 (1972), S. 699-704
- [10] F.R. Larson, J. Miller
 „A time-temperature relationship for rupture and creep stresses“, Trans. ASME
 72 (1952, 765/75)
- [11] F.H. Norton
 „The Creep of Steel at High Temperatures“, Mc Graw Hill Publishing Co. Ltd.
 1929
- [12] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein
 „Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles
 MANET-II“, FZKA 5722, Okt. 1996
- [13] F. Garofalo
 „Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals“, Macmillan Series in
 Materials Science, New York, 1965
- [14] 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
- [15] K. Schleisiek
 „Nuclear Fusion Project“, Annual Report, Seite 68-69, FZKA 6050, Dez. 1997
- [16] L. Schäfer, M. Schirra
 „Influence of Thermal Ageing on Tensile and Impact Bending Properties of the
 Steel Grades OPTIFER and F82H-mod.“, ICFRM-8, 26.-31.10.1997, Sendai,
 Japan, paper S-081-062
- [17] L. Schäfer
 „Einfluß einer thermischen Alterung auf die Kerbschlagzähigkeit des martensiti-
 schen Chromstahles F82H-mod.“, Jahrestagung Kerntechnik, 18.-21.5.99,
 Karlsruhe, Beitrag 803

- [18] K.J. Irvine, D.J. Crowe, F.B. Pickering
 „The physical metallurgy of 12% Cr-steels“, Journal of the Iron and Steel Institute, Aug. 1960, S. 386-405
- [19] J.Z. Briggs, T.D. Parker
 „The Super 12% Cr-Steel“, Climax Molybdenum Company, New York, 1965
- [20] E.A. Little, D.R. Harries, F.B. Pickering, S.R. Keown
 „Effects of Heat Treatment on Structure and Properties of 12% Cr-Steels“, Metals Technology, April 1977, S. 205-217
- [21] L. Schäfer
 „Kerbschlag- und Zugeigenschaften des martensitischen Chromstahles F82H-mod.“, Jahrestagung Kerntechnik '96, Mannheim, Tagungsbericht S. 501-504
- [22] M. Schirra, S. Heger, H. Kempe, M. Klotz, H. Zimmermann, J. Lapeña
 „Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften der OPTIFER-Legierungen“, FZKA 6167, April 1999
- [23] M. Schirra, K. Ehrlich, M.P. Fernández, J. Lapeña
 „Auslegungsrelevante Festigkeitskennwerte des niedrigaktivierenden martensitischen Stahles F82-mod.“, Jahrestagung Kerntechnik, 26.-28. Mai, 1998, München, Beitrag 810, Tagungsband S. 597-600
- [24] 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
- [25] J. Nutting
 „The structural stability of low alloy steels for power generation applications“, Proc. EPRI-Conf. on Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation, 27.-29.4.98, San Sebastian, Spain
- [26] W. Tofaute, A. Sponheuer, H. Bennek
 „Umwandlungs-, Härtungs- und Anlaßvorgänge in Stählen mit Gehalten bis 1% C und 12% Cr“, Archiv für das Eisenhüttenwesen 1935-8-, S. 499-506
- [27] E. Materna-Morris,
 „Ferrite Formation in F82H-mod. and OPTIFER-Alloys“, FZKA 5848, Mai 1997

- [28] M. Schirra, S. Heger
„Der Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes auf die Vergütungseigenschaften und das Zugfestigkeits- und Zeitstandverhalten eines Cr-Ni-Mo-V-Nb-Stahles mit 9-14% Chrom“, KFK 5080, Febr. 1994
- [29] A. Alamo et. al.
private communication, Dez. 98
- [30] A. v.d. Steinen
„Zum Zeitstandverhalten von Stählen mit rd. 0,1% C, 10% Cr und 0-4% W“. Dissertation RWTH-Aachen, Juli 1974
- [31] F. Abe, S. Nakazawa
„The Effect of Tungsten on Creep Behaviour of Tempered Martensitic 9% Cr steels“. Metallurgical Transactions 23A, Nov. 1992, pp. 3025-3034
- [32] H. Walter, pers. Mitteilung

Tabelle 1:

Zeitstandversuche an F82H-mod Charge 9741

Zustand	Platte-Nr.	Temperaturbereich Spannungsbereich	max. Ver- suchszeit	Bem.	
Anlieferungszustand = 1040 ^o 38min +750 ^o 1h <u>Referenzzustand</u>	3-17 Längsproben	450-500-550-600-650-700 ^o C 400-40 MPa	30 000 * h	FZK/IMF-I	
	3-17 Querproben	450-500-550-600-650-700 ^o C 340-50 MPa	30 528	"-"	
	3-10 längs	450-500-550-600-650 ^o C 340-60 MPa	16 293	"-"	
	3-10 quer	500-550-600 ^o C 260-130 MPa	2 237	"-"	
	2-14 längs	450-500-550-600-650 ^o C 350-60 MPa	5 886	"-"	
	2-14 quer	450-500-550-600-650 ^o C 300-80 MPa	8 500 *	"-"	
	Ref.-Zust.+750 ^o 2h (zusätzliche Anlaß- behandlung)	3-17	550 ^o C 210 MPa(6Vers.)	100	"-"
		2-14	550-600-650 ^o C 210-150 MPa	2 031	"-"
Ref.-Zust.+550 ^o 5000h -"- +600 ^o 5000h (Alterung)	3-10 längs	450-500-550-600-650 ^o C 350-60 MPa	7500*	FZK + CIEMAT	
	3-10 quer	450-500-550-600-650 ^o C 350-60 MPa	4 885		
Ref.-Zust.+875 ^o 2h -"- +875 ^o 2h+750 ^o 2h (2-phasig, Martensit+F)	3-17	450-500-550-600-650 ^o C 400-70 MPa	5 736	FZK/IMF-I	
	3-17	450-500-600-650 ^o C 260-70 MPa	1 134	"-"	
950 ^o 30min+750 ^o 1h 1000 ^o 30min+750 ^o 1h (erniedrigte Härte- temperatur)	3-17	500-550-600-650 MPa 260-60 MPa	4 605	"-"	
	3-17	500-550-600-650 ^o C 260-60 MPa	3 808	"-"	
Ref.-Zust.+875 ^o 7-9min (Transientenvers.)	3-17	500 ^o C 250-170 MPa	23 600	"-" Total 192Vers	

*Stand 2-99

Tabelle 2:
Chemische Zusammensetzung
F82H-mod. Charge 9741

	NKK-JAERI a	FZK-IMF b		CIEMAT (Madrid) c
A) Fe	Basis	→	→	→
C	0,09 %	0,089	0,089	0,097-0,107
Cr	7,64-7,61	8,16	7,68	7,58-7,75
W	1,94-1,97	1,67	2,17	2,06-2,10
Mn	0,16	0,161	0,159	0,16
V	0,16	0,160	0,159	0,13-0,14
Ta	0,02	0,020	0,014	0,005
B	2 ppm	< 25	< 25	4-4,5 ppm
N	60-80 ppm	65	43	
P	20 ppm			
S	10-20 ppm	< 20	< 20	30-150 ppm
O ₂		103	125	
B) Nb	1 ppm	< 8	< 8	< 100
Mo	30	18	17	80-100
Ni	200	192	191	15
Cu	100	55	54	30
Al	30	23	22	20-40
Si	1100			2100-2300
Ti	100	16	8	40
Co	50	21	26	30-42
Zr				100
	note: D. Harries May 94	Platte: 802-3-10	802-2-14	801-6-7 802-3-4
	Analyse	631/95	629/95	568/95

Tabelle 3

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

F82H-A2h.doc q=quer l=längs

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$t_{\epsilon 0,1\%}$ h	$t_{\epsilon 0,2\%}$ h	$t_{\epsilon 0,5\%}$ h	$t_{\epsilon 1\%}$ h	$t_{\epsilon 2\%}$ h	$t_{\epsilon 5\%}$ h	Probe doxLo	A_u %	Z_u %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	3813	550	210	71	0,08	2,5	8	27,5	52	67		8x50 q	22,6	86,0	149
9741	3814		210	72	0,06	2,4	7,7	27,8	52,5	68,5		"	22,4	86,9	151
Anl.-Zustand+	3815		210	63	0,12	2,8	9	28	48	60		8x50 l	22,0	88,6	150
750°2hV/V	3816		210	60	0,14	2	7,4	26,2	46,3	57,4		"	22,6	88,7	157
Platte 3-17	3819		210	88	0,16	0,5	1,7	7,5	20,8	46,5		5x25 q	31,2	88,5	368
	3820		210	100	0,16	0,5	1,8	8,3	22,8	51,5		"	31,2	88,4	325
-"	3817	550	210	62	0,14	2,3	7,5	25	46	59		8x50 l	22,6	89,5	170
Platte 2-14	3818		210	73	0,10	2,2	7,6	29	55	70		"	22,0	89,5	141
	3841		210	154	0,14	0,7	2	9	27	70	135	8x50 q	29,2	90,2	232
	3842		210	52	0,16	/	1,3	5,4	14	33	51	"	21,0	87,7	516
ZSV2628		600	150	236	0,14	0,5	1	5	18	72	205	"	23,2	91,0	181
ZSV2629			150	117	0,14	0,5	1,5	5	13	37	107	"	36,4	91,0	418
ZSV2630		600	130	1467	0,09	0,5	3	20	115	580	1455	"	20,4	92,5	19
ZSV2631			130	1788	0,10	1	4	33	175	780	1700	"	20,4	91,0	14
ZSV2637			130	578	0,10	0,2	1	8	34	142	455	"	28,2	91,0	72
ZSV2636			130	2031	0,10	1	5	42	207	888	1864	"	23,6	90,5	14
ZSV2625		650	150	2,5	0,20				0,3	0,8	2	"	30,0	94,9	-
ZSV2626			150	3	0,20				0,4	1	2,6	"	33,2	94,9	-
															7-98

Tabelle 4

Zeitstandversuche

Probe: I-5=längs 5x25mm(doxLo)

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

F82-Alt1.doc

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$t_{ef0,1\%}$ h	$t_{ef0,2\%}$ h	$t_{ef0,5\%}$ h	$t_{ef1\%}$ h	$t_{ef2\%}$ h	$t_{ef5\%}$ h	Probe	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	3825	450	350	148	0,22	1	4	21	55	101	142	I-5	24,4	87,0	149
9741-Platte 3-10	3775		330	330	0,16	2	9	52	142	254	325		22,0	85,6	57
Anl.-Zustand	ZSV2622		310	1405	0,24	2	7	80	286	783	1299		26,8	80,8	23
+550°5000h	3792	500	280	169	0,20	1	3	15	43	96	155		28,0	82,4	168
	3783		240	4328	0,14	7	32	230	990	2750	4237		24,4	87,1	5,2
	ZSV2621	550	310	0,6	0,32	/	/	/	/	/	/		27,2	89,9	/
	3795		220	268	0,12	0,8	2	10	39	122	242		26,4	87,0	122
	3803		180	7200	0,12	2	11	125	845	3530			25,2	85,6	3,4
	3854	600	180	105	0,10	0,2	0,6	3,5	13,5	44	92		30,8	92,1	340
	3800		160	622	0,12	0,4	2	18	87	284	562		29,6	88,4	51
	ZSV2611		120	4065	0,12	/	1,5	105	910	3785			22,4	88,4	5,3
	ZSV2654		110		0,12	1	13	730	2915	6330					2,1
	3830	650	100	517	0,12	1	5	44	127	277	453		41,2	88,4	60
	ZSV2618		60	3798	0,08	2	60	350	990	2035	3240		38,0	93,3	7,2
	CIEMAT	Versuche													
		450	320	864		5,5	22,5	115	296	581	813		22,3	86,2	31
		500	260	934		4,5	11,5	52	187	500	850		23,8	87,9	34
		550	200	1707		6,5	16,5	76	289	890	1608		20,7	91,8	24
		600	140	1463		4,5	11,5	69	270	743	1374		21,1	89,4	23
		650	80	1035		4,5	11,5	61	194	453	867		22,8	92,8	38
															3-99

Tabelle 5

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

Probe: I-5=längs 5x25mm(doxLo)

F82-Alt2.doc

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ε_0 %	$t_{\varepsilon 0,1\%}$ h	$t_{\varepsilon 0,2\%}$ h	$t_{\varepsilon 0,5\%}$ h	$t_{\varepsilon 1\%}$ h	$t_{\varepsilon 2\%}$ h	$t_{\varepsilon 5\%}$ h	Probe doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	3827	450	350	101	0,36	0,6	2,6	14	37	68	90	I-5	24,8	82,4	216
9741 Platte 3-10	3779		330	342	0,22	3,5	14	69	161	270	339		22,0	84,0	50
Anl.-Zustand	3834		310	1824	0,20	7	28	165	495	1080	1681		25,6	83,9	15
+600°5000 h	3824	500	280	142	0,12	1	4	20	52	100	136		28,8	87,1	152
	3828		240	1268	0,10	4	17	107	367	864	1237		26,0	84,0	18
	3797	550	220	259	0,20	0,6	1,8	9,5	38	120			27,6	85,6	120
	3835		180	4611	0,16	1	7,5	79	495	2040	4266		23,6	87,1	6,3
	3855	600	180	66	0,16	0,2	0,6	2,7	10	31	62		33,6	88,5	472
	3829		160	328	0,20	0,5	1,5	12	52	156	291		30,8	88,4	93
	ZSV2612		120	2584	0,08	1	2	90	510	1570	2480		25,6	88,5	9,6
	ZSV2655		110	4575	0,08	0,5	2	125	835	2350	4200		29,2	89,8	6
	3831	650	100	349	0,16	0,8	3,5	26	78	177	312		27,2	92,1	100
	ZSV2661		60	4885	0,08	6	120	700	1550	2780	4311		39,6	93,3	5,3
	CIEMAT	Versuche													
		450	320	735		6,5	19,5	88	222	453	673		24,7	86,5	46
		500	260	318		0,9	3,2	21	69	165	277		26,3	88,2	124
		550	200	1754		283	401	570	947	1573	1732		22,4	89,9	14
		600	140	1253		0,9	6,2	67	288	664	1133		27,5	91,3	28
		650	80	1048		1,5	6	58	234	569	888		34,1	93,2	30
															3-99

Tabelle 6 :

Zeitstandversuche

Einfluß der Härtetemperatur

F82H-HT.doc

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$t_{ef0,1\%}$ h	$t_{ef0,2\%}$ h	$t_{ef0,5\%}$ h	$t_{ef1\%}$ h	$t_{ef2\%}$ h	$t_{ef5\%}$ h	ProbedoxLo	A_U %	Z_U %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	ZSV2574	500	260	1536	0,06	1	25	165	630	1329	1534	5x25	26,0	88,5	11
9741	ZSV2571	550	220	311	0,20	0,5	1	7	30	115	281		28,8	89,9	108
1000°30'V/V	ZSV2563		200	2455	0,16	0,5	2	21	128	910	2308		22,4	85,6	10,4
+750°1hV/V	ZSV2560	600	150	783	0,12	/	0,5	13	94	390	743		24,8	89,8	34
	ZSV2566		130	3025	0,12	0,5	1,5	70	585	1780	2938		23,2	87,1	7,8
	ZSV2559	650	100	388	0,08	0,5	2	29	99	211	355		25,2	91,1	71
	ZSV2567		80	770	0,08	1,5	15	115	237	430	704		29,6	89,8	26
	ZSV2573		60	3808	0,08	0,5	18	285	950	1555	3000		30,0	89,8	4,5
	3778	600	170	319	0,20	/	/	12	43	144		3x35	24,9	86,4	134
950°30'V/V	ZSV2577	500	260	637	0,20	1	5	35	114	306	577	5x25	30,8	92,2	51
+750°1hV/V	ZSV2570	550	220	213	0,20	0,25	0,5	4	19	70	186		27,6	86,9	169
	3727		200	2114	0,16	3	9	55	248	1070	2082		23,6	89,8	11
	ZSV2562	600	150	623	0,16	0,2	0,6	6	44	230	589		24,0	88,5	36
	ZSV2558		130	1924	0,12	0,5	1	15	165	815	1742		27,6	89,9	15
	ZSV2557	650	100	208	0,12	0,25	0,8	10	35	86	171		36,0	95,2	189
	ZSV2561		80	969	0,10	0,5	5	70	225	488	872		29,2	91,0	33
	ZSV2569		60	4605	0,04	1,5	22	330	1005	2260	4010		29,6	89,8	7
	3777	600	170	203	0,21	/	/	7,5	27	98		3x35	12,9	88,9	201
															3-98

Tabelle 7:

Zeitstandversuche

Einfluß der Härtetemperatur II (M/Fe)

Platte 3-17

F82H-MFe

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_o MPa	t_m h	ϵ_o %	$t_{ef0,1\%}$ h	$t_{ef0,2\%}$ h	$t_{ef0,5\%}$ h	$t_{ef1\%}$ h	$t_{ef2\%}$ h	$t_{ef5\%}$ h	Probe doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	3725	450	260	852	0,44	1,2	9,5	24	69	175	465	5x25	39,2	88,5	95
9741	ZSV2511	500	220	204	0,26	1	2	7	20	47	113	quer	42,8	87,1	364
875°2hV/V	3679	600	160	7,2	0,08	/	0,1	0,3	0,7	1,5	3,7		47,2	91,1	11268
+750°2hV/V	3676		120	264	0,04	0,5	1,5	6	20	56	163		36,0	87,1	262
	ZSV2536		100	1134	0,12	1	2,5	20	77	270	764		37,6	89,8	45
	ZSV2507	650	70	219	0,08	/	0,5	7	28	65	141		40,8	94,3	288
875°2hV/V	3728	450	400	o.Bruch	0,32	420	1400	4320	bei	5736	abgebr.	bis	0,7%	/	1,2
	ZSV2509	500	300	845	0,24	57	100	205	385	592	790		25,2	82,4	17
	ZSV2539		250	3733	0,16	65	125	300	820	1810	3060		29,6	80,8	8,8
	ZSV2534	550	250	234	0,20	0,2	1	9	48	112	204		26,4	84,1	137
	ZSV2545		200	1080	0,16	0,5	5	100	390	794	1036		26,8	87,1	17
	3680	600	160	198	0,08	1	4,5	25	60	104	161		27,6	88,5	128
	ZSV2504	650	120	22	0,16	/	/	2	6,5	11			32,8	87,1	1173
	ZSV2508		70	346	0,08	2	10	51	103	170	268		34,8	88,4	71
															5-97

Tabelle 8:

Einfluß einer Temperaturtransiente $\uparrow 875^\circ \downarrow 500^\circ$

F82H-TR.doc

2-99

Zeitstandversuche

Platte 3-17-quer Probe: quer-8mm VG-Vers.: längs bzw. quer, 5 bzw. 8mm

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ε_0 %	$t_{ef0,1\%}$ h	$t_{ef0,2\%}$ h	$t_{ef0,5\%}$ h	$t_{ef1\%}$ h	$t_{ef2\%}$ h	$t_{ef5\%}$ h	Zeit oberhalb Ac1b bzw. Probe	A_U %	Z_U %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
F82H-mod	3684	$\uparrow 875 \downarrow 500$	250	28	1,18	0,2	1	4,5	9,5	18,5		8min	14,8	86,3	870
9741	3685		220	42	0,74	/	0,2	1,1	3,1	8,5	29	7min	24,6	90,2	1760
Anlieferungszustand	3696		200	228	0,60	0,1	0,5	3,8	13	36	109	8min	29,0	89,5	415
	3733		190	856	0,38	0,5	1	11	38	107		8min	35,4	90,3	133
	3686		180	3545	0,24	3,5	16	95	284	725		8min	24,0	/	1,9
	3717		170	o.Bruch	0,12	27	260	2735	23600	/	/	9min	bis 1%	/	0,16
Vergleichsvers. ohne Transiente	ZSV2554	500	300	65	0,20	0,6	1,8	8	21	42		q-5	26,0	82,4	400
Platte 3-17	3662		280	158	0,28	0,9	3,5	16,5	44	93		l-5	26,4	82,4	187
	3729		270	442	0,18	2	9	46	129	239		l-8	19,0	86,0	71
	3692		260	1154	0,18	2,5	10	63	210	620		q-8	18,0	85,9	24
	ZSV2564		260	1081	0,16	0,5	14	78	234	584		l-8	22,6	89,5	27
	3710		250	5809	0,25	2,5	15	126	525	2156		q-8	18,4	84,0	5,4
	3663		220	o.Bruch	0,28	14	75	515	3030	27150	bis30528	q-5	/	/	0,3
Platte 3-10	ZSV2580	500	280	97	0,24	0,6	1,6	9,5	27	59	88	l-5	33,6	87,1	271
	3737		260	618	0,16	2,5	14	78	217	441	611	l-5	25,6	87,0	35
	3732		260	554	0,20	1,5	8	52	153	345	538	q-8	19,2	85,9	51
	3734		260	1365	0,18	3,5	33	217	483	918	1325	q-8	19,0	85,9	16
	ZSV2588		250	801	0,20	0,5	2,5	29	120	368	728	l-5	29,2	93,3	39
Platte 2-14	3786	500	280	422	0,20	1	5	30	103	231	384	l-8	28,6	87,8	68
	3757		260	2725	0,24	2	11	77	297	1150	2550	l-8	20,0	86,0	11
	3838		260	2251	0,20	2	10	75	310	1065	2108	q-8	23,4	88,6	13
	3791		250	5865	0,20	2,5	17	136	578	2215	5335	l-8	21,6	83,0	5,8

Tabelle 9: Inter-bzw.extrapolierte Langzeit-Zeitstandkennwerte

F82H-mod Charge 9741 Platte 3-17,3-10,2-14

(FZKA 5625)

Anlieferzustand=1040⁰38'+750⁰1h

	Prüftemp. °C	experimentell t _{1%} → σ Bild 1+3 min.-max	Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter) P → σ Bild 6 min.- max. Mittelwert ≙ Platte 3-17	Mindestwerte für 20 000 h (Anl.Zust.+550/600 ⁰ 5000h) (Einfl.HT 950/1000 ⁰ +750 ⁰) P → σ, (Bild 15,20)
$\frac{R_{p1\%}}{10\ 000h}$	T=400	/	355-365 MPa 360	$\frac{R_{p1\%}}{10\ 000h}$ 340 MPa (s.Bild 27)
	450	270-280 MPa	265-305 285	260
	500	210-230	190-240 215	190
	550	140-180	133-182 150	128
	600	103-125	90-114 98	80
	650	/	(45)	(30)
$\frac{R_m}{10\ 000h}$	400	/	360-380 MPa 370	$\frac{R_m}{10\ 000h}$ 350 MPa
	450	285-310 MPa	285-315 300	275
	500	215-245	225-250 240	220
	550	172-185	168-190 180	160
	600	105-132	105-125 110	90
	650	50-	(30)	(43)

Tabelle 10: Zugversuche

Legierung: F82H-mod.

Zustand: a) 1000°30'V/V+750°2hV/V

Charge-Nr.: 9741-Platte 3-17

b) 950°30'V/V+750°2hV/V

Probe: Ø 3x35 mm (do x Lo)

c) 875°2hV/V+750°2hV/V

d) 875°2hV/V

Zustand	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2} /R _m	Bem.
a)	RT	627	524	13,4	6,5	79,4	0,84	
	250	536	467	9,7	3,4	77,5	0,87	
	300	520	460	8,8	2,7	77,2	0,88	
	400	490	443	8,9	2,4	77,5	0,96	
	500	418	399	12,4	1,4	82,9	0,95	
	600	311	307	15,1	0,6	88,4	0,99	
	700	182	166	18,6	1,7	88,8	0,91	
b)	RT	617	508	14,8	6,3	80,0	0,82	
	250	535	462	10,1	3,6	80,6	0,86	
	300	514	448	9,1	3,1	78,2	0,87	
	400	477	426	8,7	2,85	78,2	0,89	
	500	407	386	11,2	1,5	84,0	0,95	
	600	302	297	13,0	0,7	88,8	0,98	
	700	171	154	24,9	2,3	90,5	0,90	
c)	RT	545	375	24,0	13,4	75,0	0,69	
	250	443	318	14,6	8,2	80,0	0,72	
	350	418	321	12,0	5,6	78,3	0,77	
	450	359	285	15,1	6,8	81,2	0,79	
	550	289	261	20,9	1,3	86,6	0,90	
	650	187	178	30,0	1,7	97,0	0,95	
d)	RT	1022	669	9,1	5,3	55,6	0,65	
	350	1082	701	7,1	8,9	30,6	0,65	
	350	-	-	8,9	6,4	30,2	-	
	450	1074	674	12,9	9,4	62,0	0,63	
	550	834	611	10,0	4,1	57,4	0,73	
	650	285	266	14,0	0,96	84,0	0,93	

Tabelle 11: Zugversuche

Legierung:F82H-mod

Zustand:Anlieferzustand

Charge-Nr.: 9741 Platte RB802-2-8

=1040°38'+750°1h

Probe:Ø5x25mm (doxLo) quer

F82H-TT.doc

	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2} /R _m	Bem.
	RT	641,2	531	22,2	5,25	78,5	0,83	jeweils Mittel
	-75°	740,1	598,5	27,8	8,5	76,01	0,81	aus 3 Werten
	-120	830,1	710	30,24	9,75	70,56	0,855	
	-150	917,1	830	27,31	9,25	60,18	0,905	
	E-Modul	aus allen	Vers.:	208636	MPa			
	Versuche	von	H.Walter	(Dissert.)				4-98

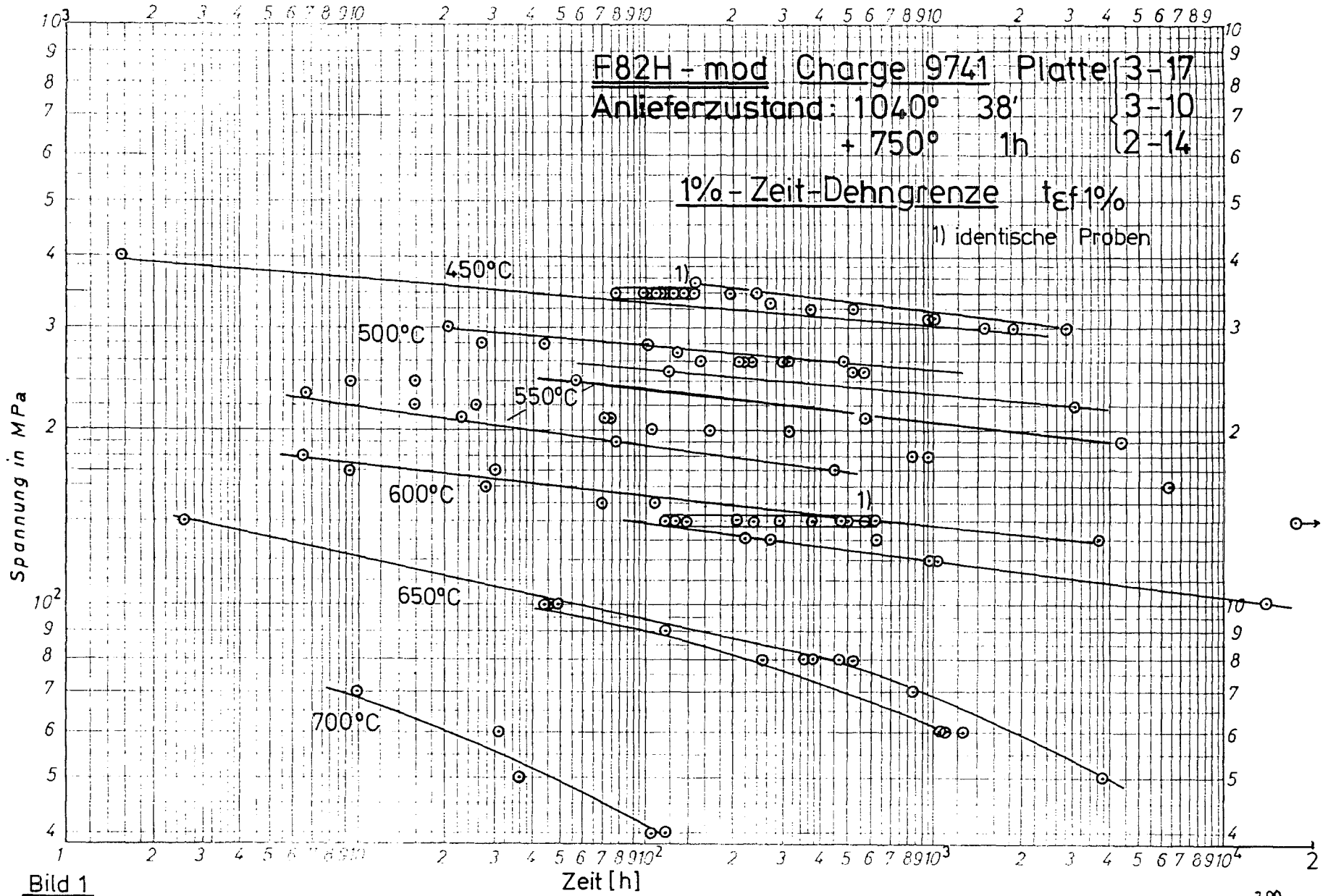


Bild 1

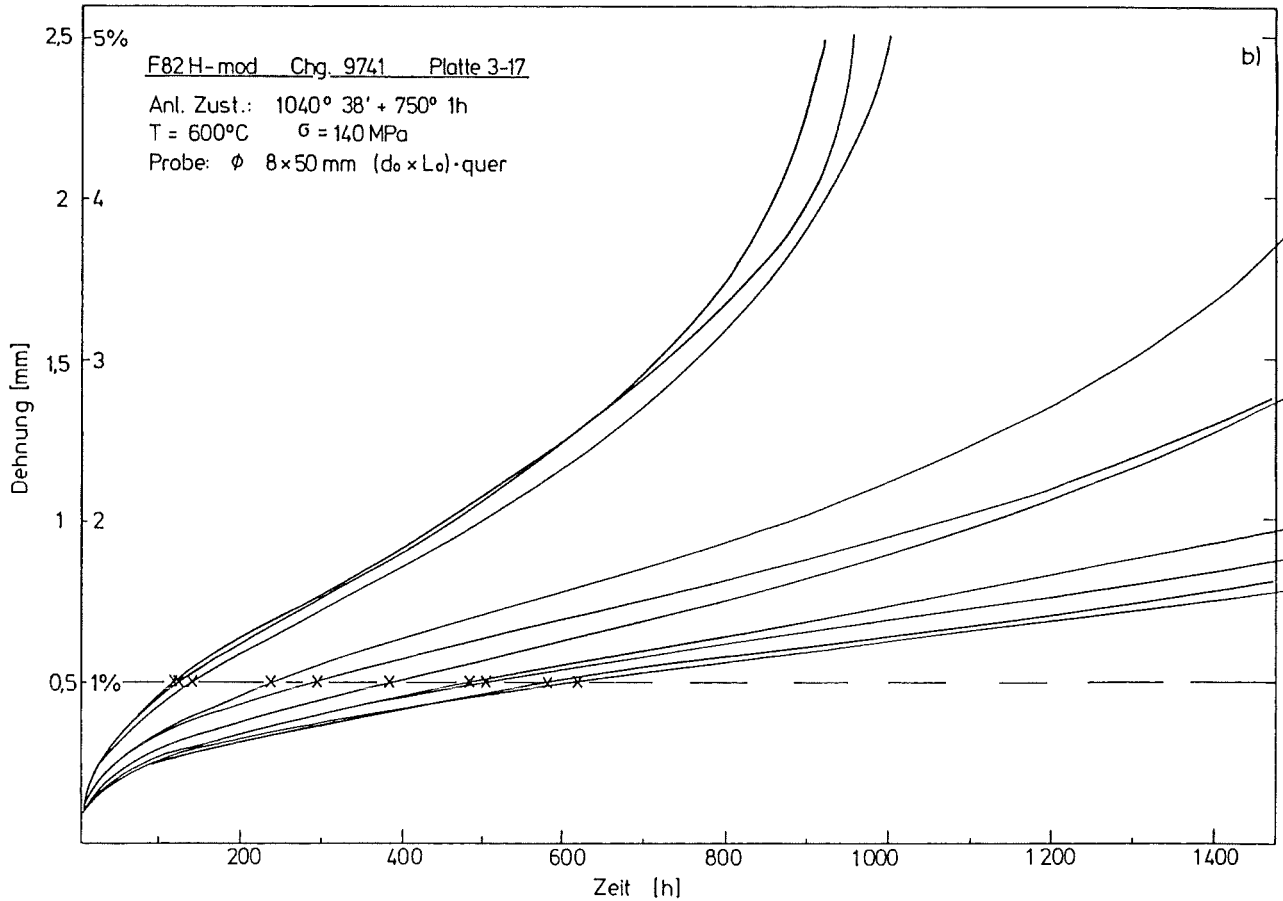
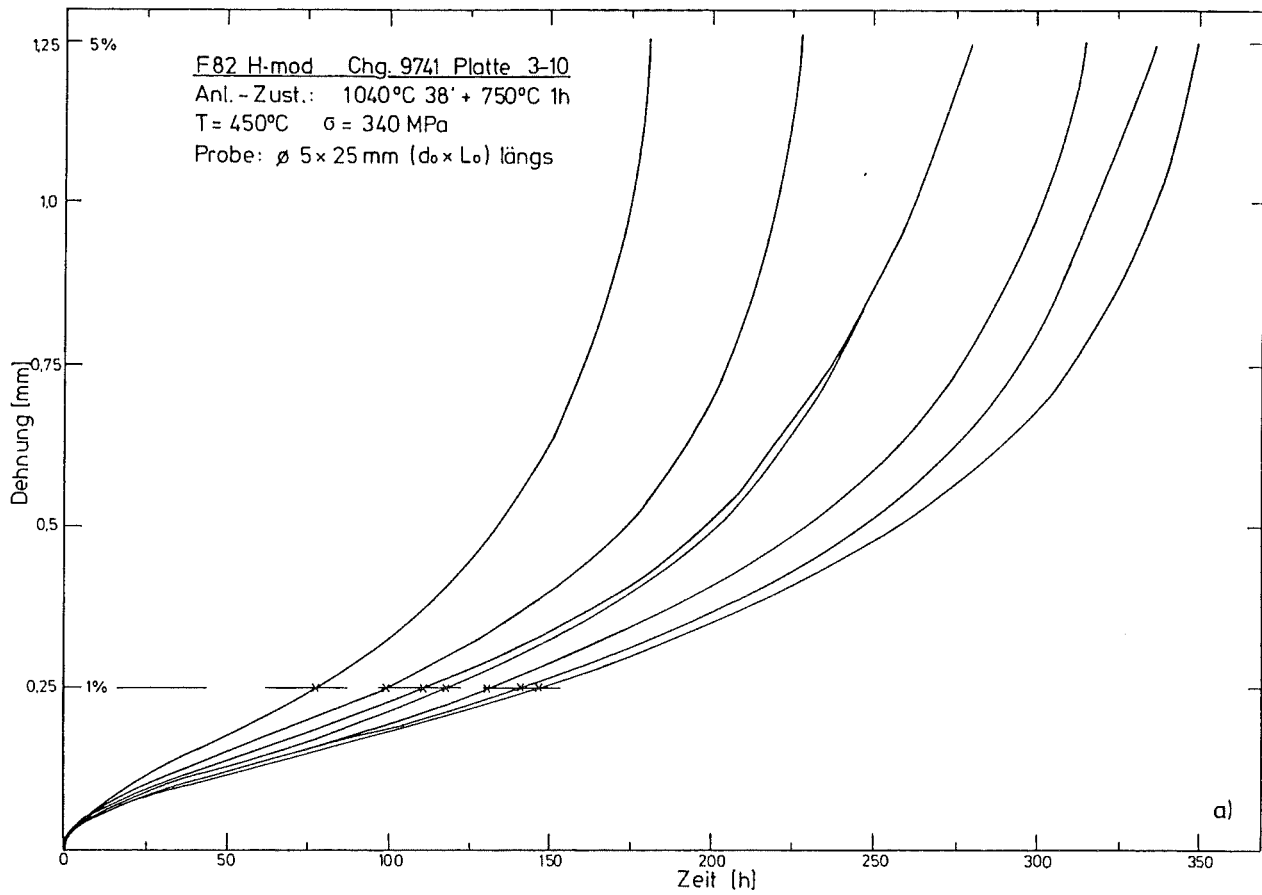


Bild 2: Kriechverlauf

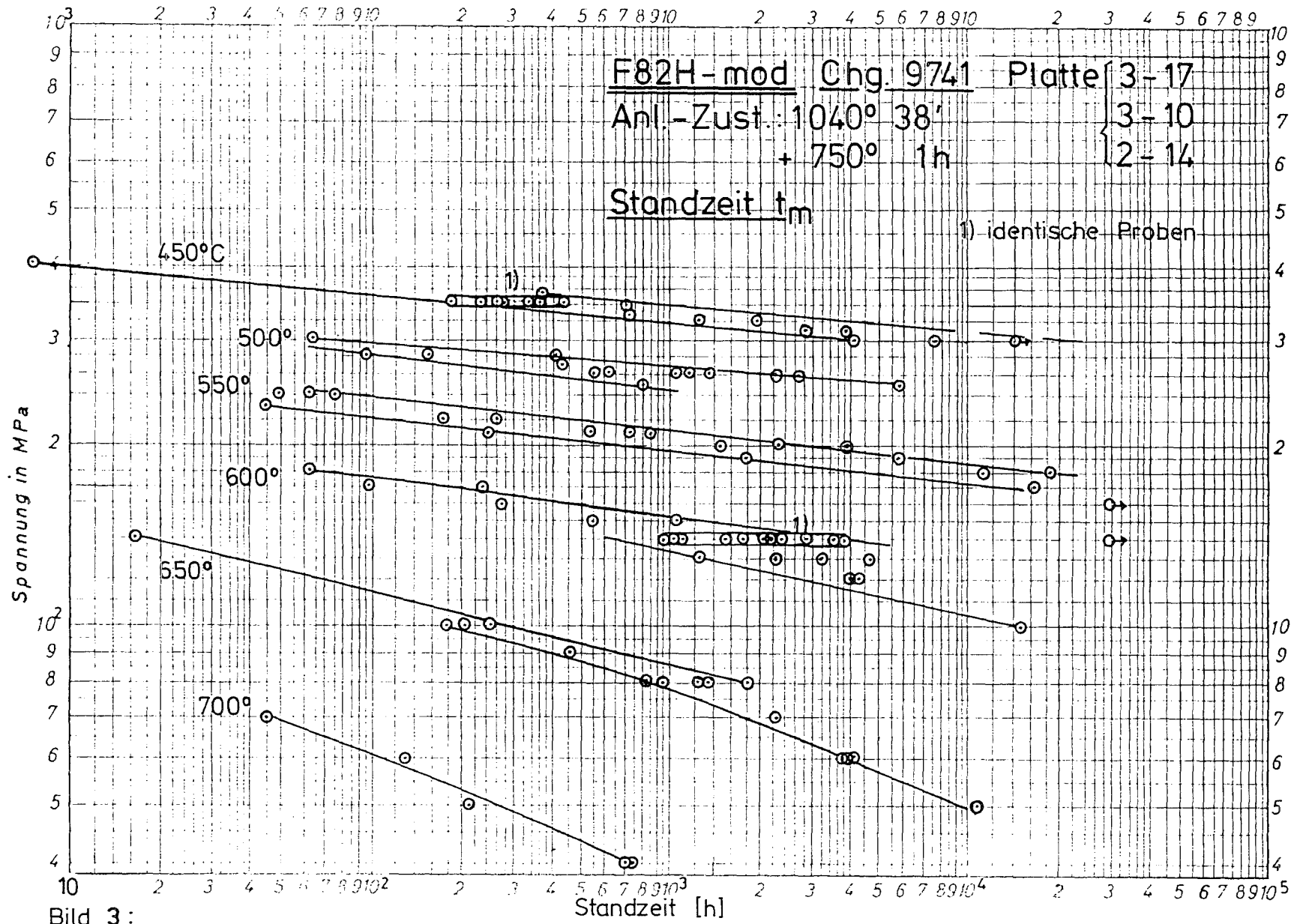
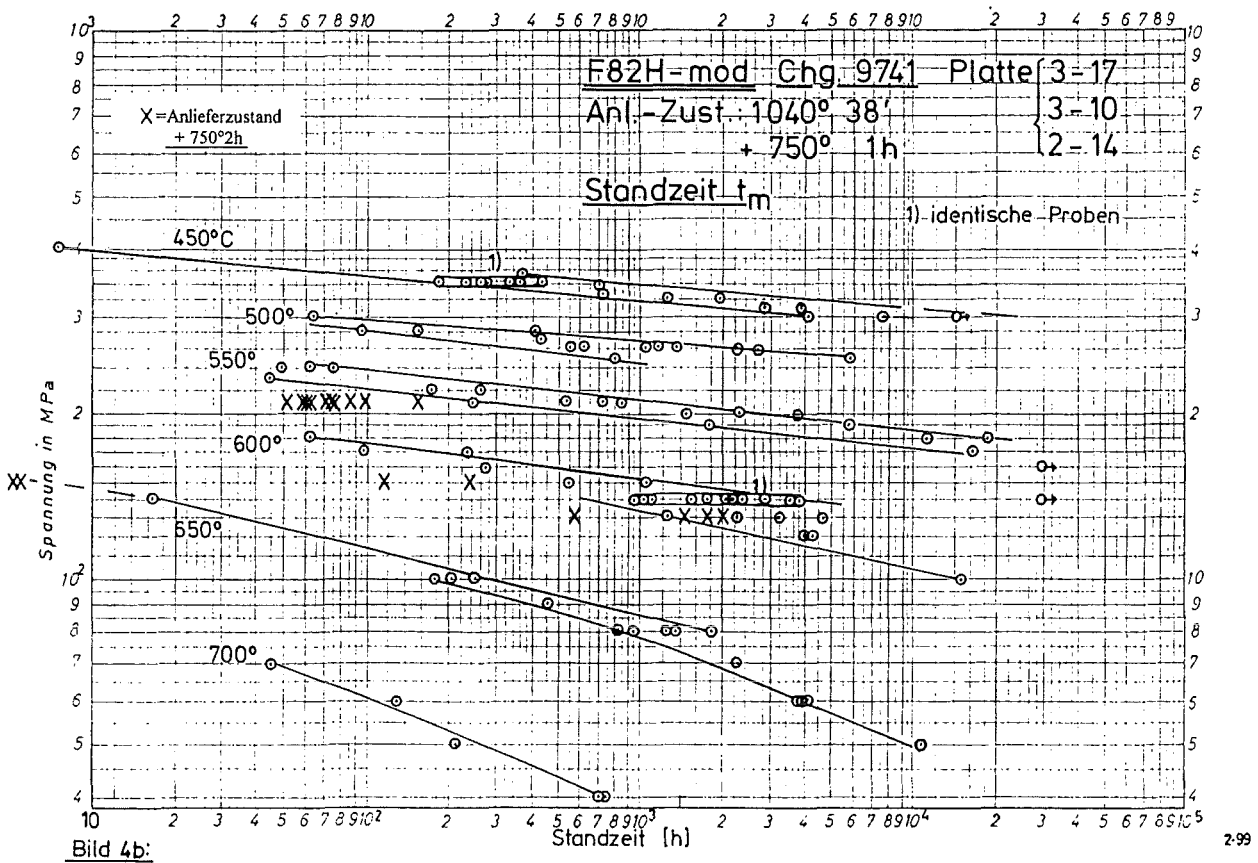
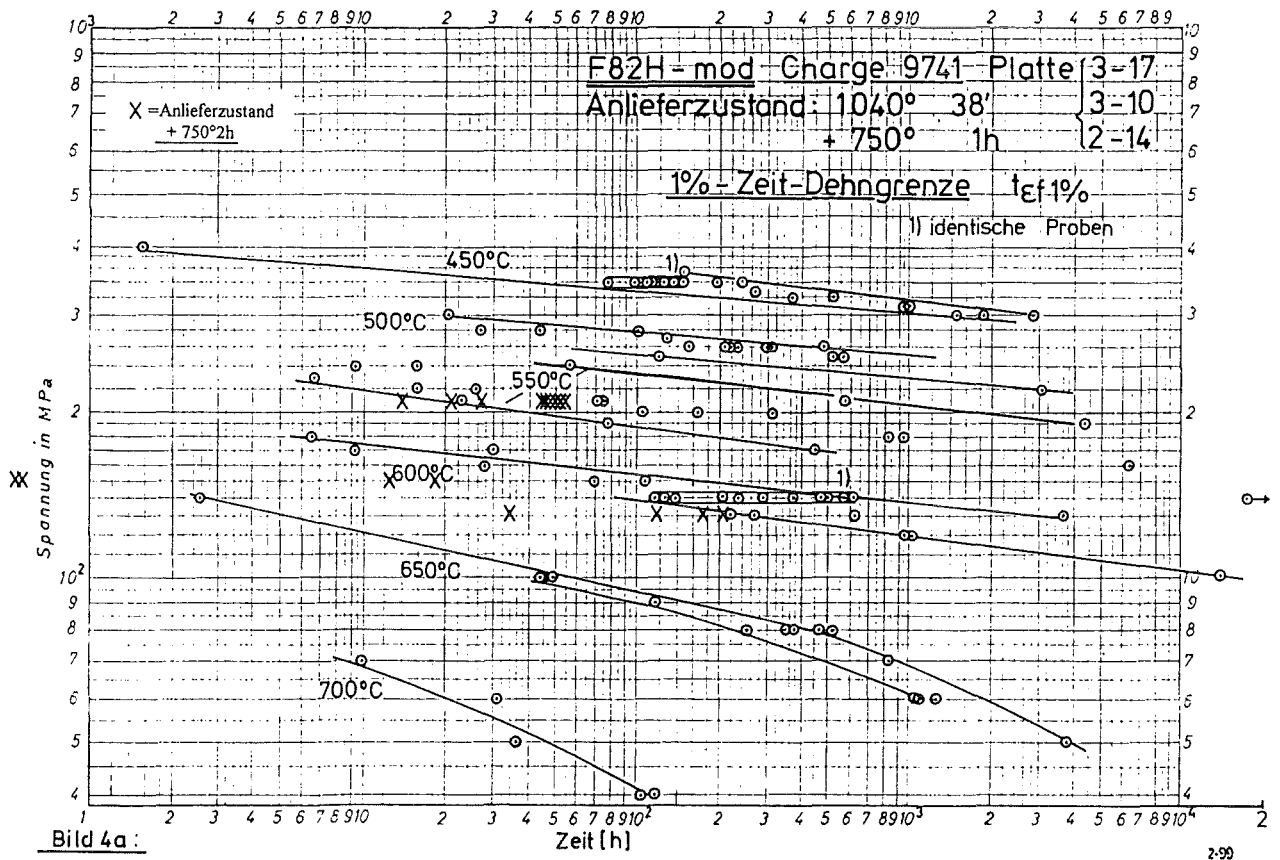


Bild 3:



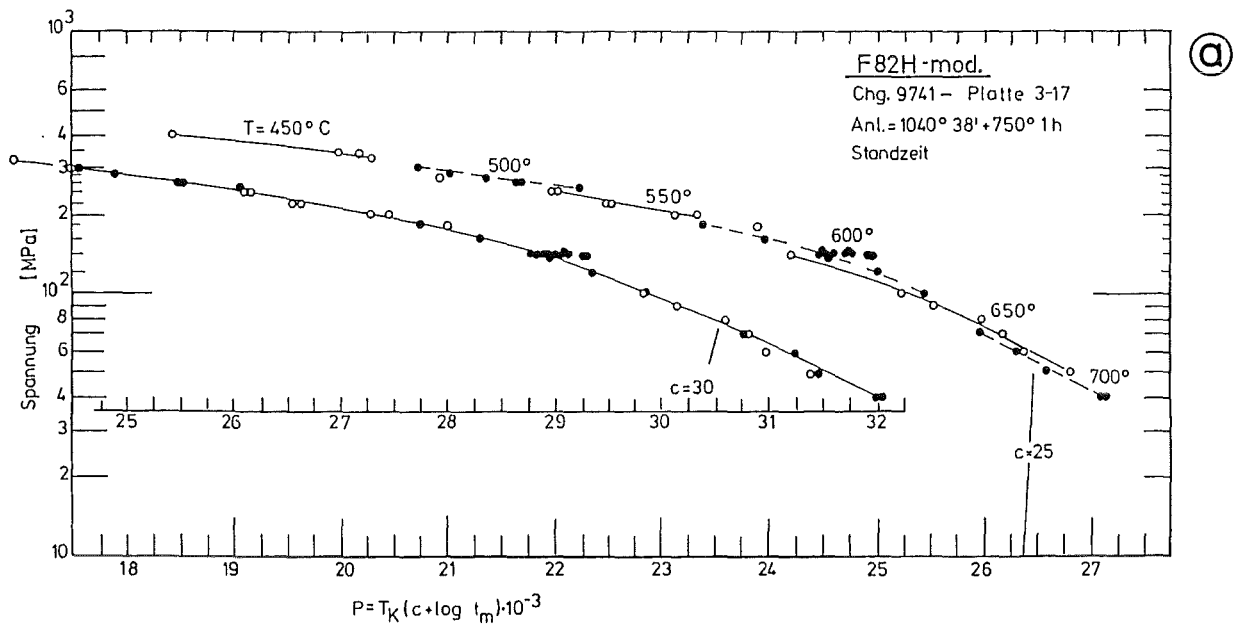
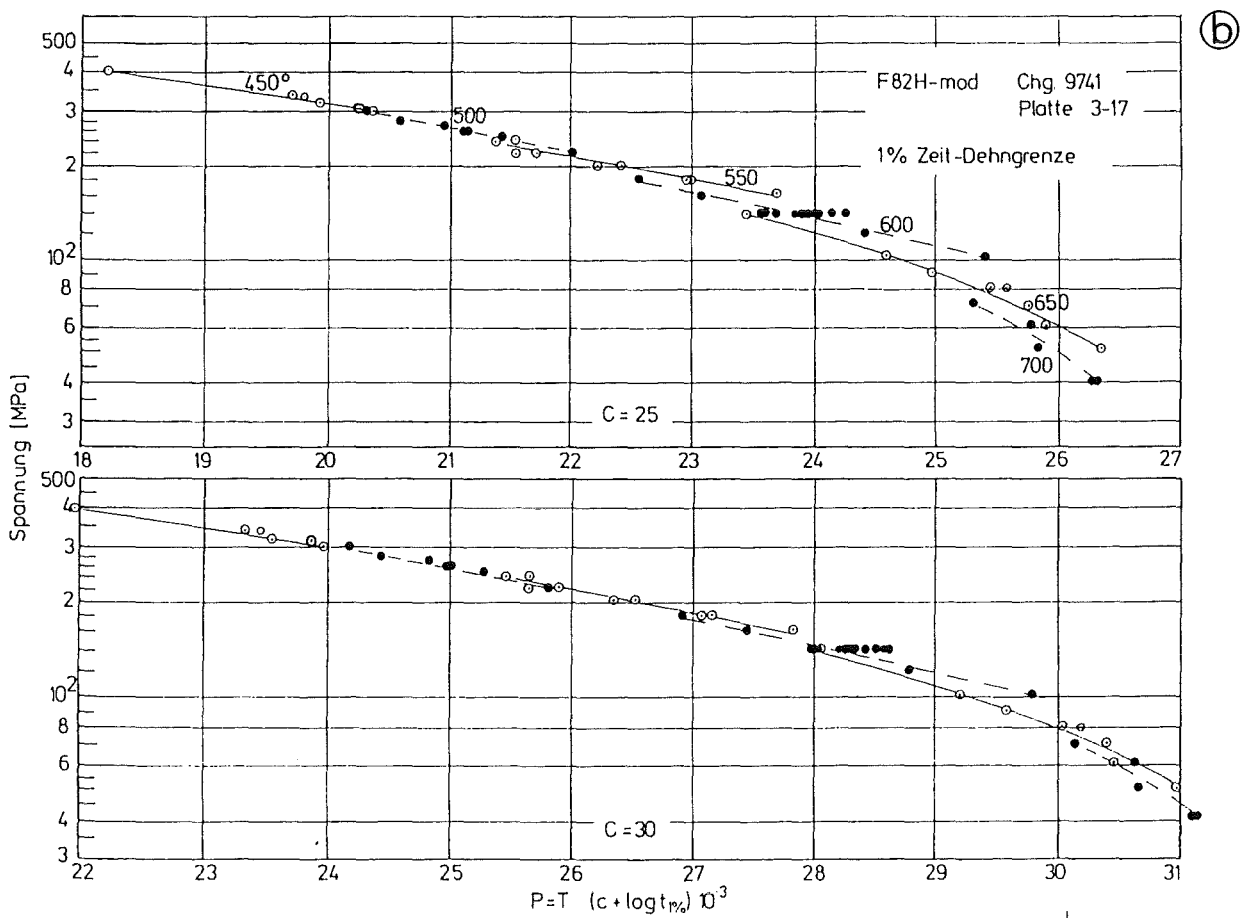


Bild 5: Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter)

Optimierung des c-Wertes für F82H-mod



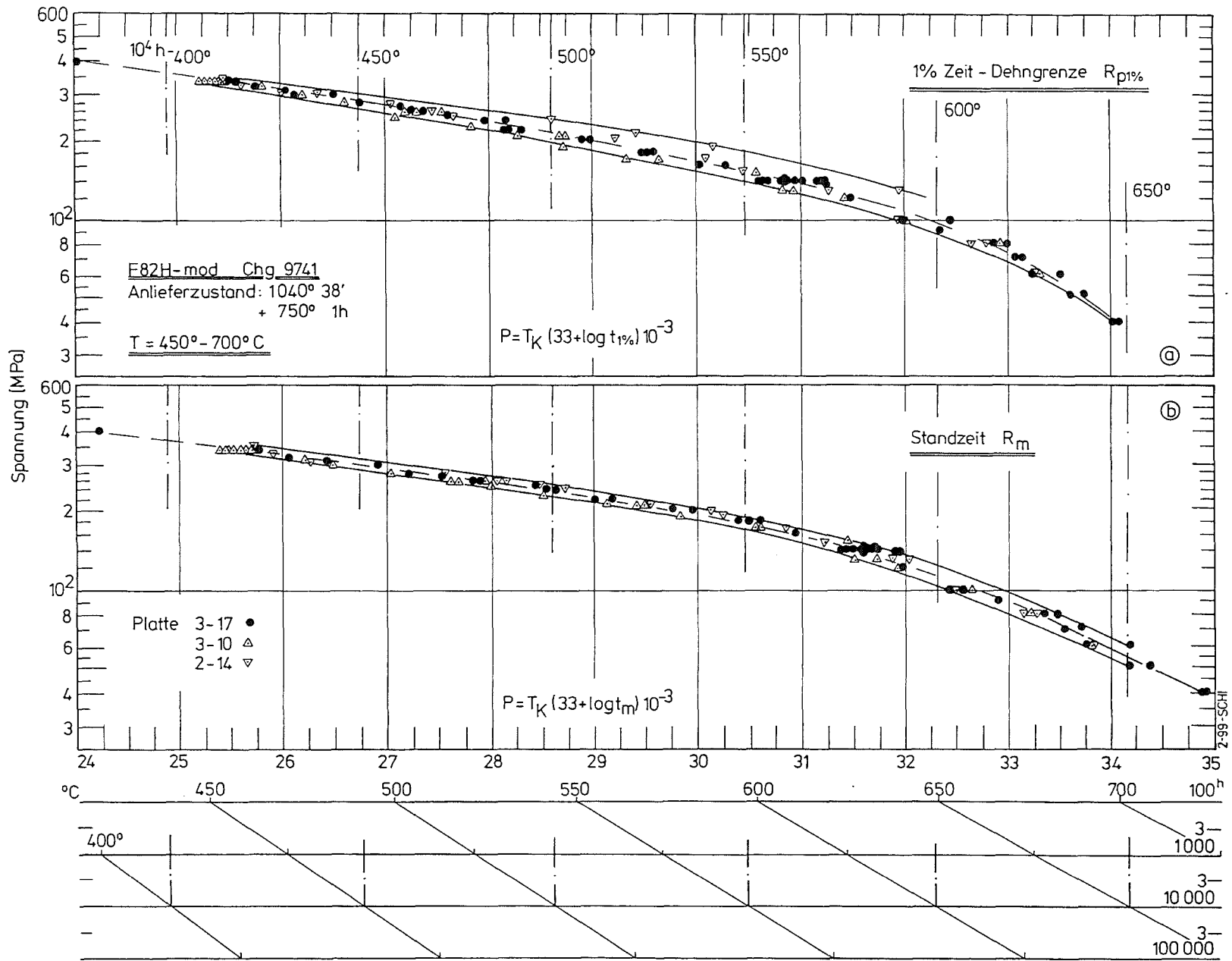


Bild 6: Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter)

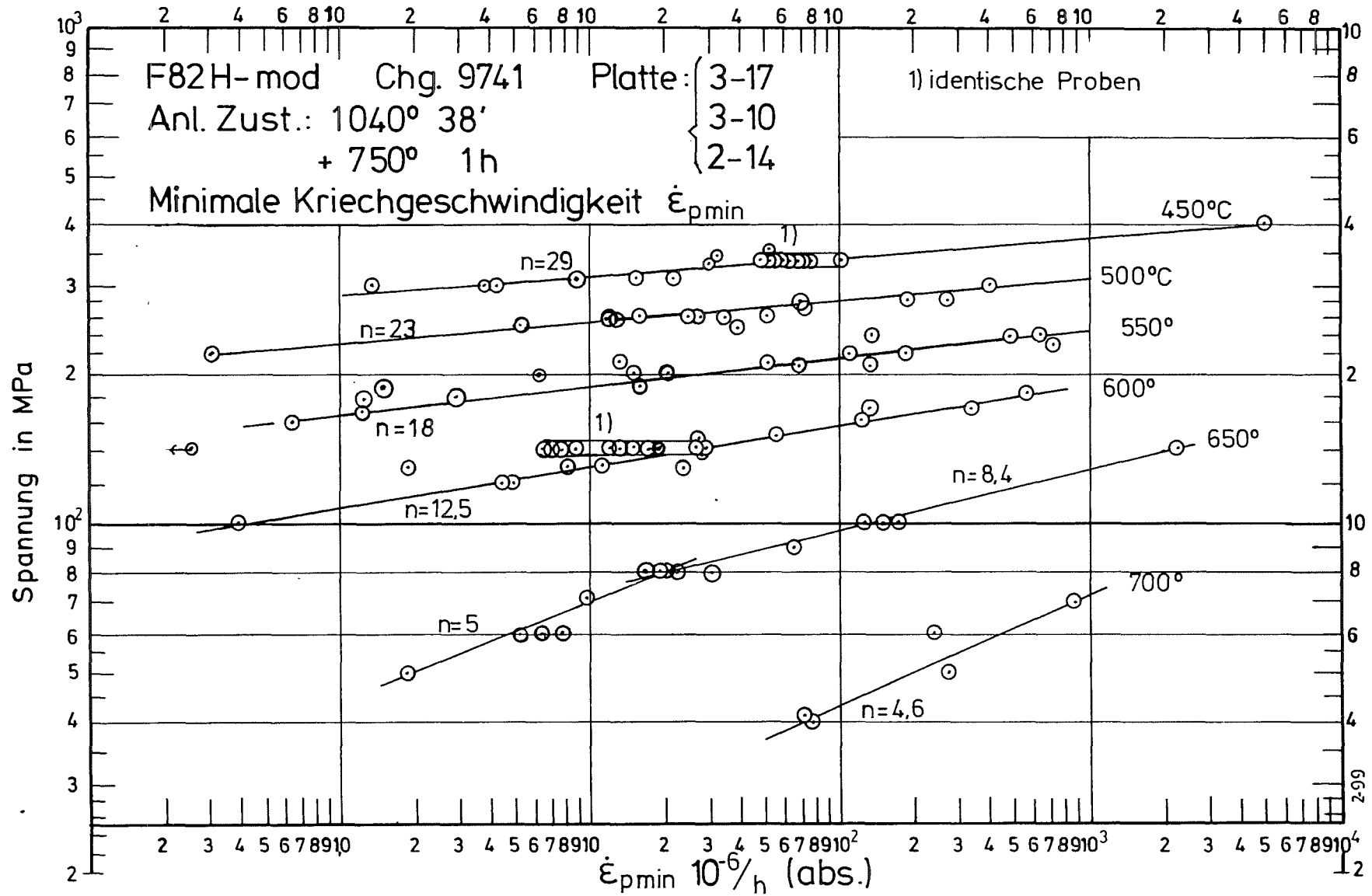


Bild 7:

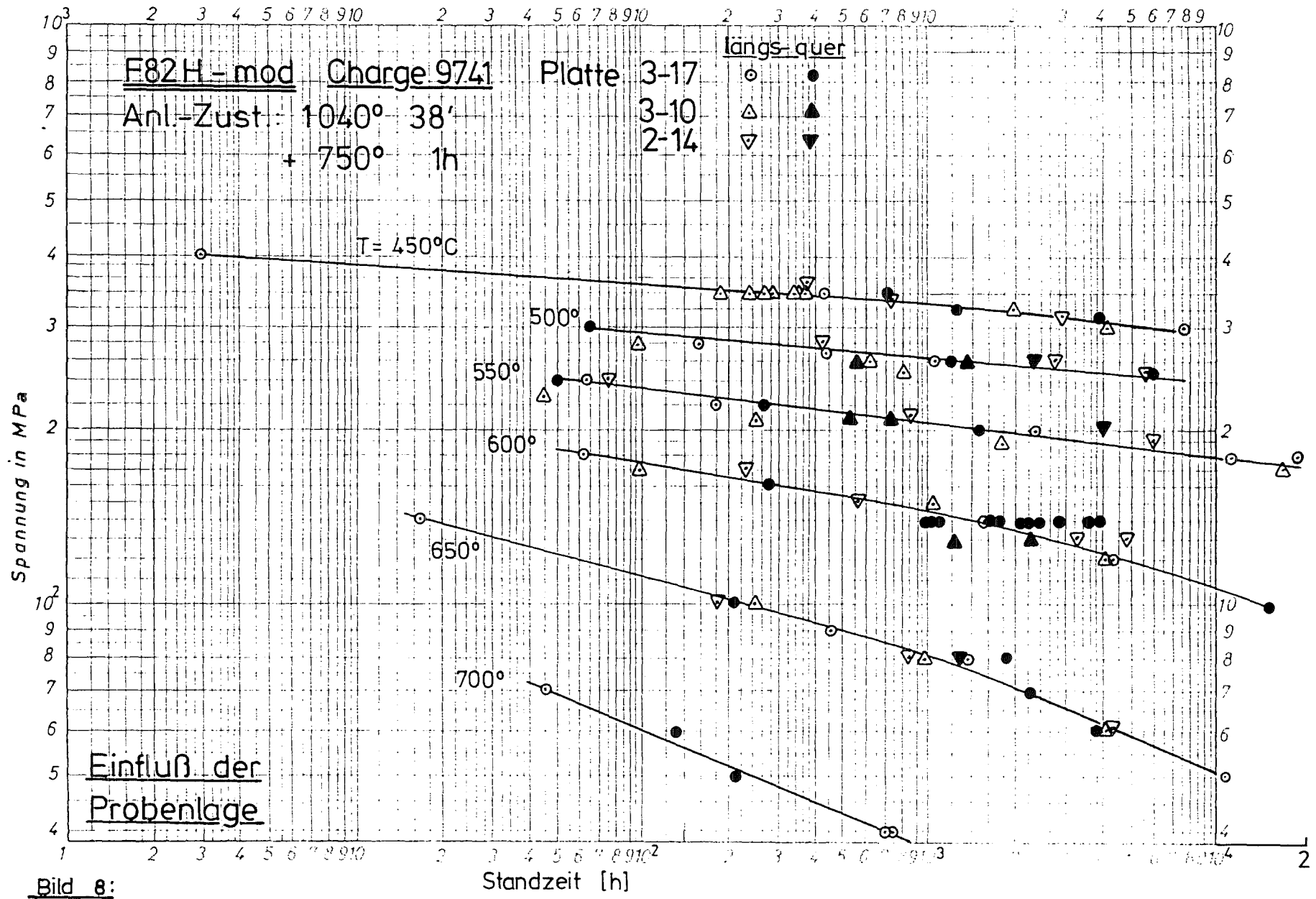


Bild 8:

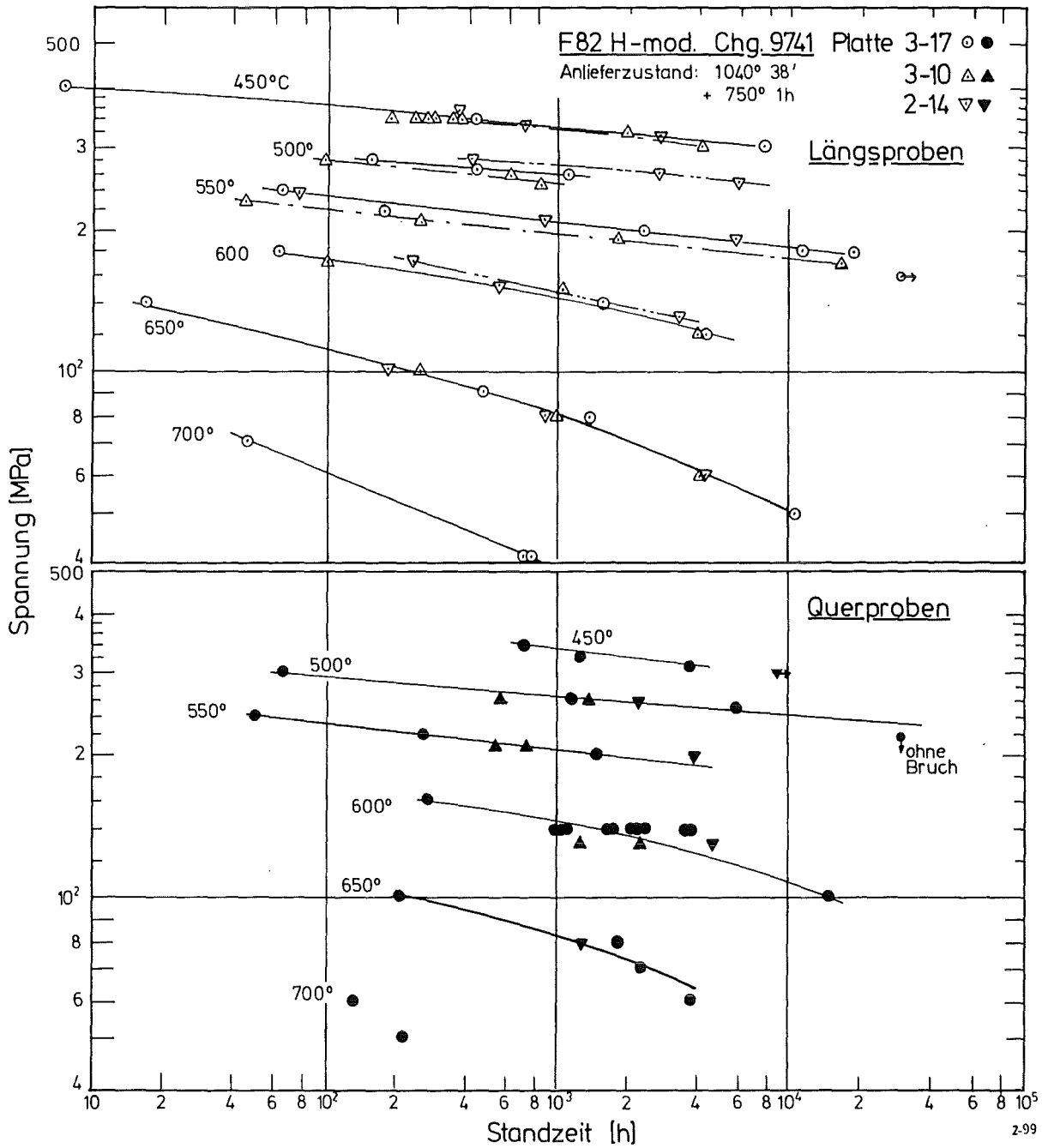


Bild 9: Einfluß der Platten No

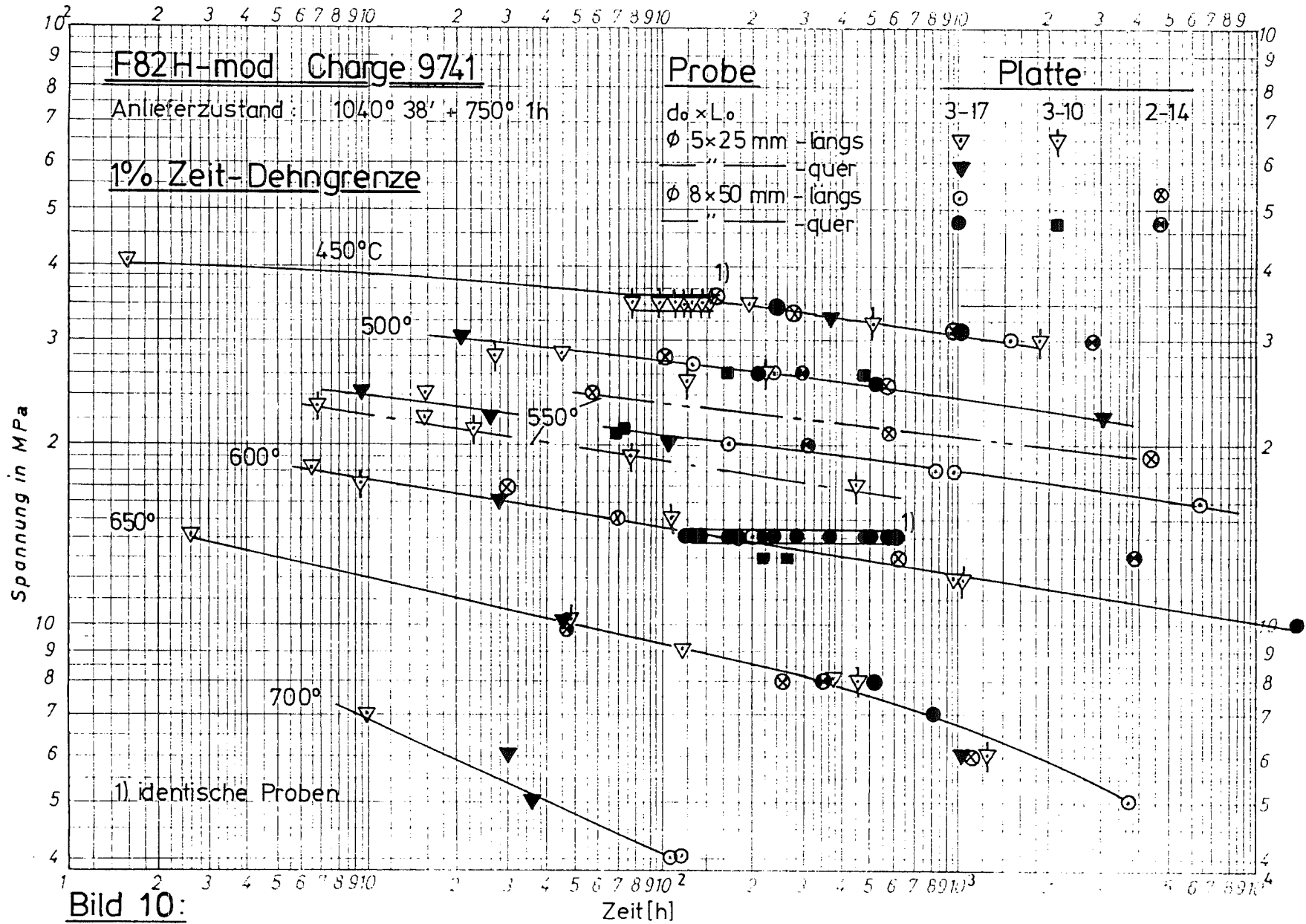


Bild 10:

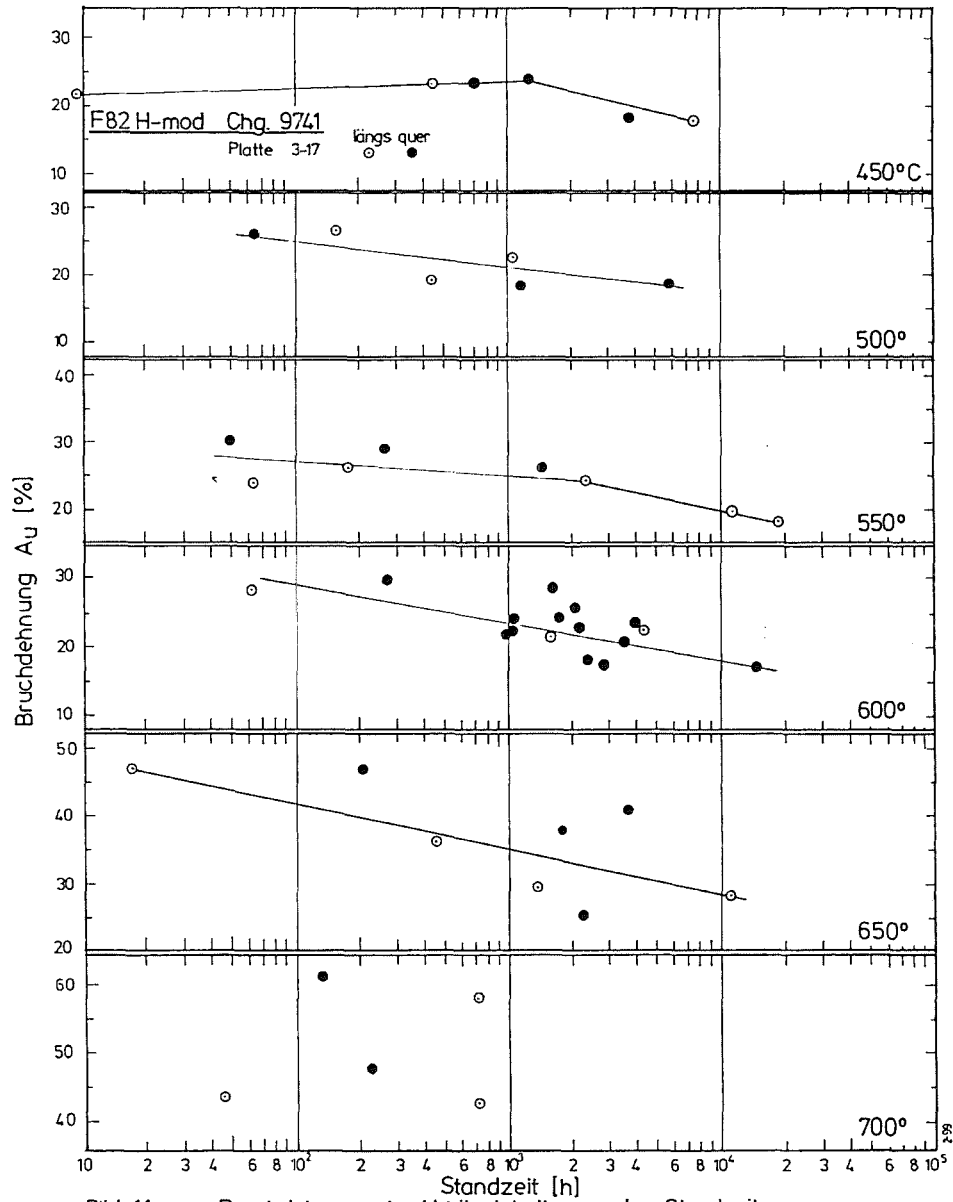


Bild 11a: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

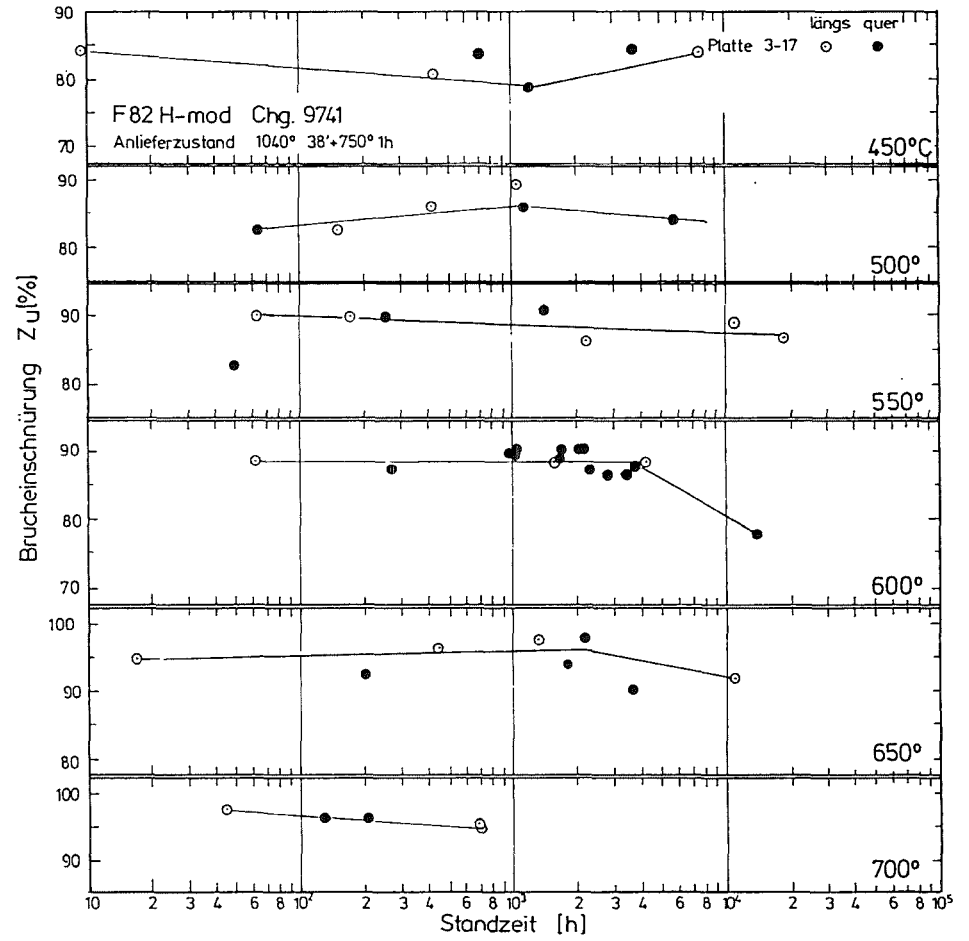


Bild 11 b: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

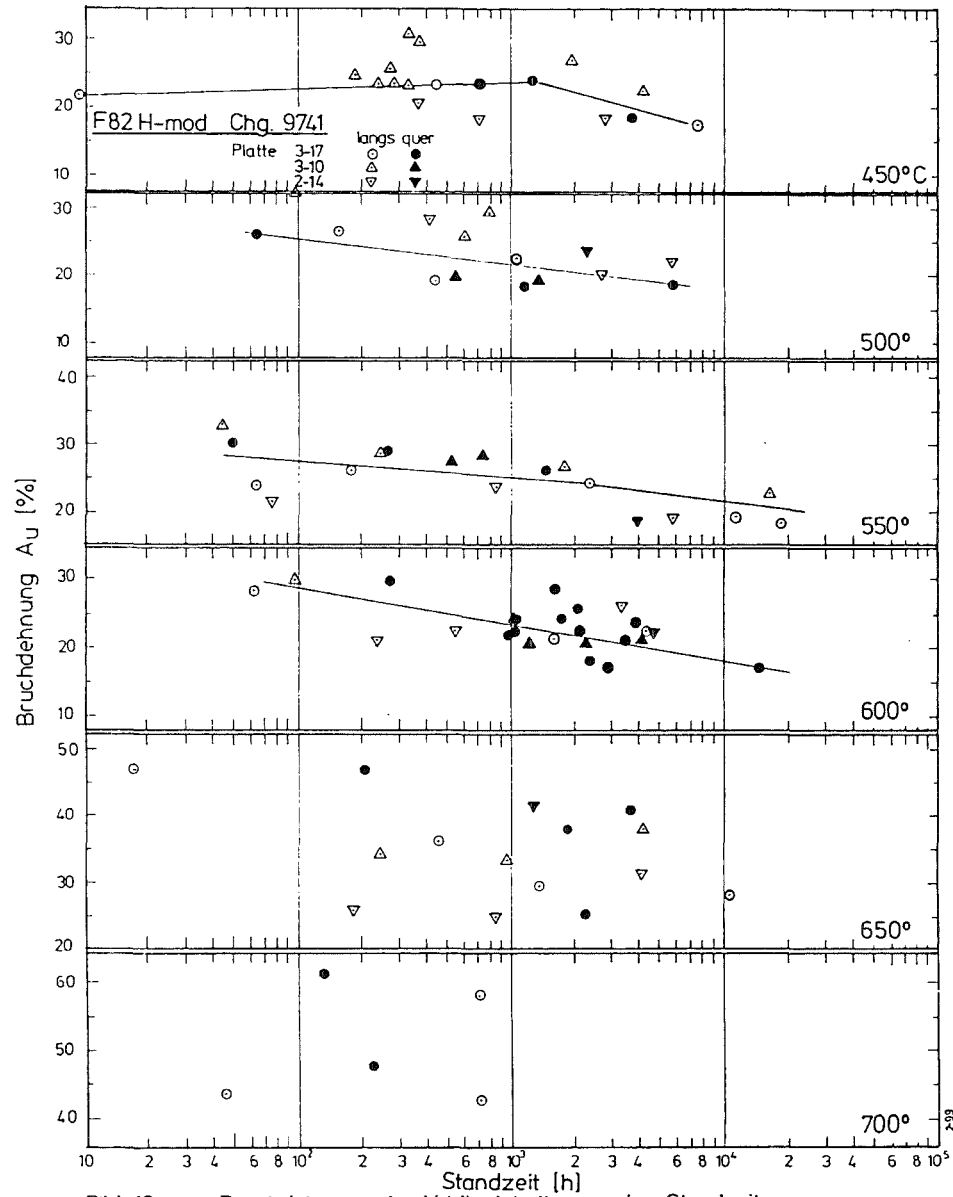


Bild 12 a : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

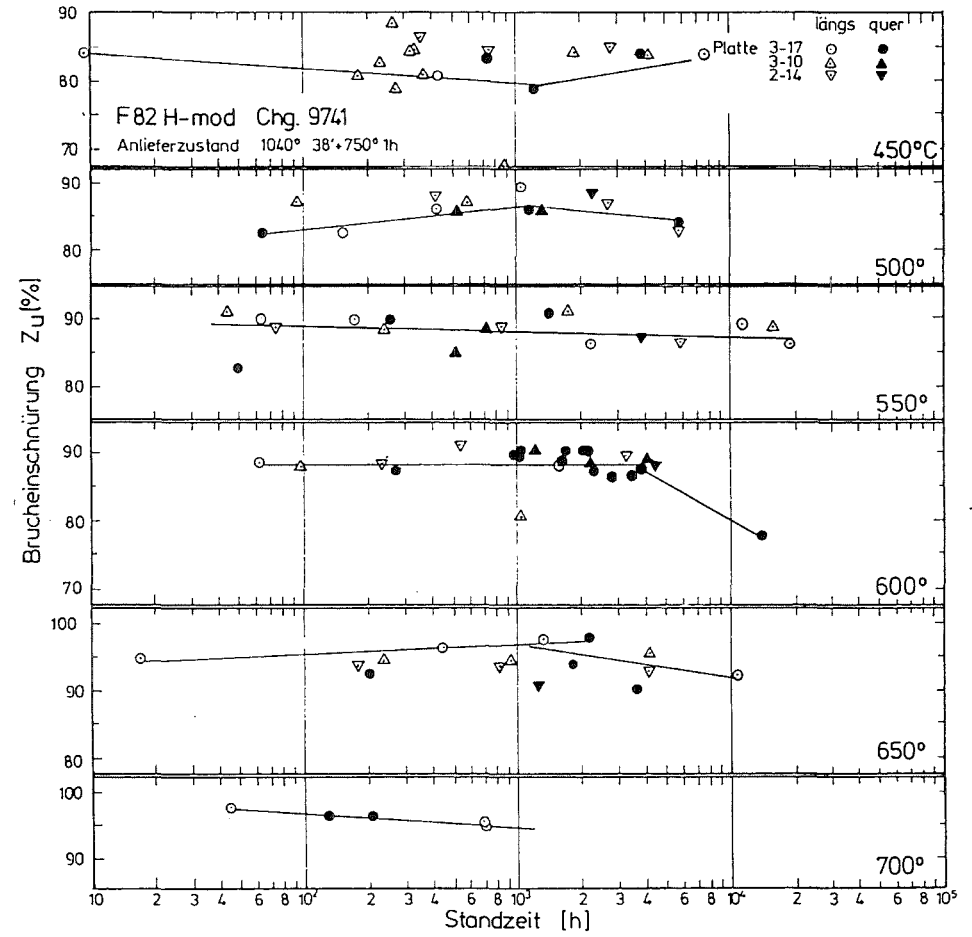


Bild 12 b : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

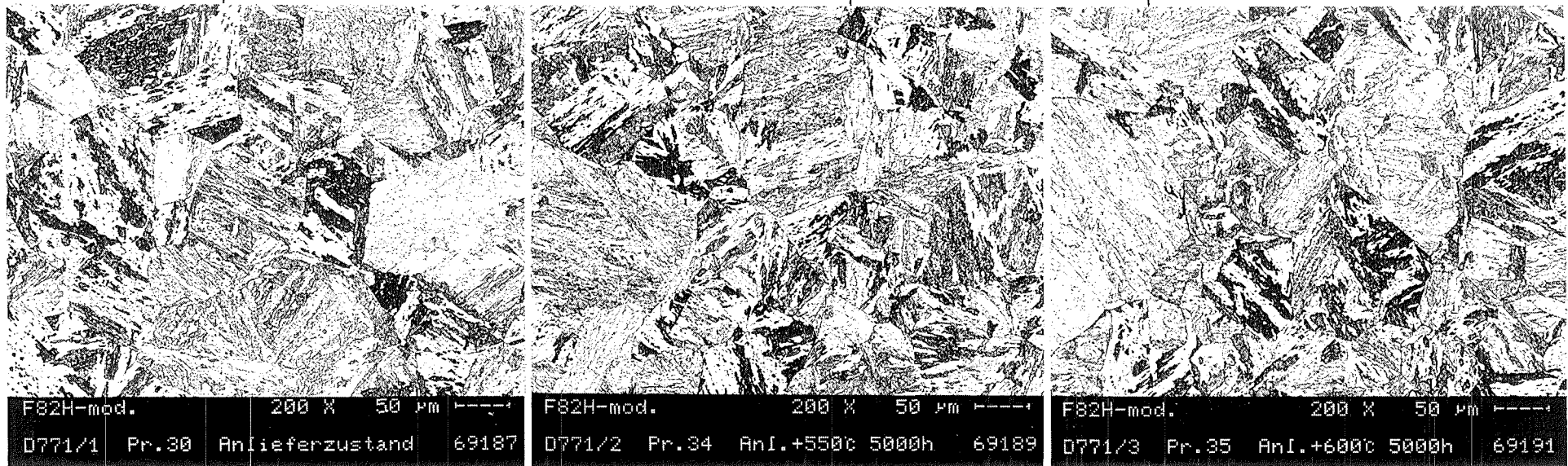
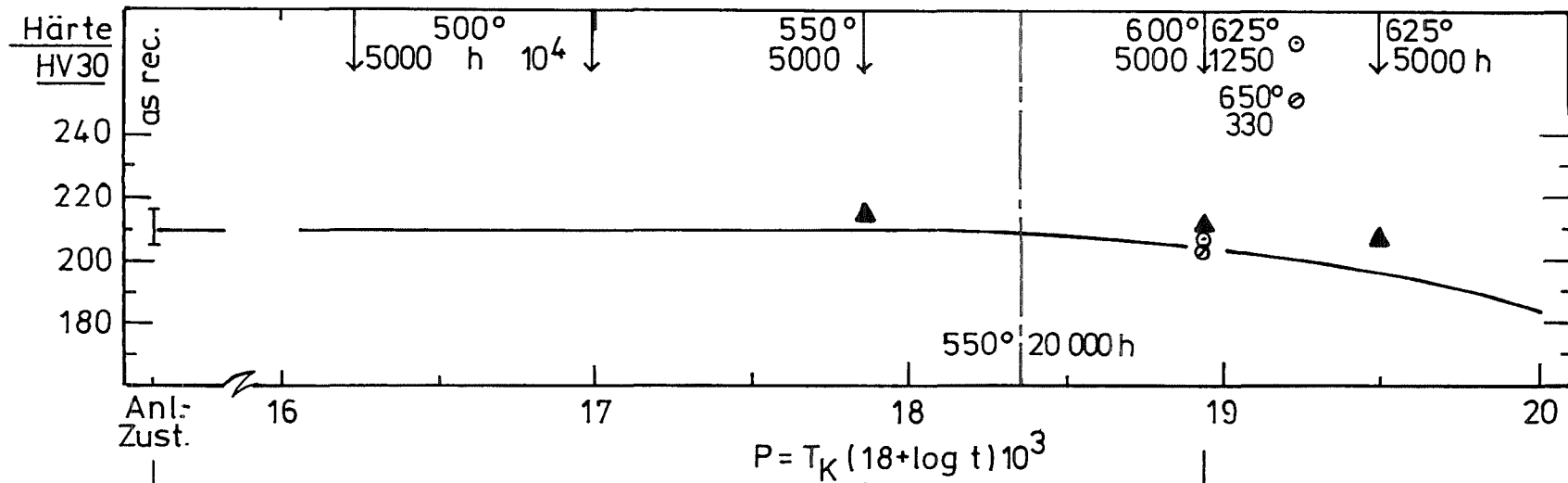


Bild 13: Härte und Gefüge nach verschiedenen Stabilisierungsglühungen.

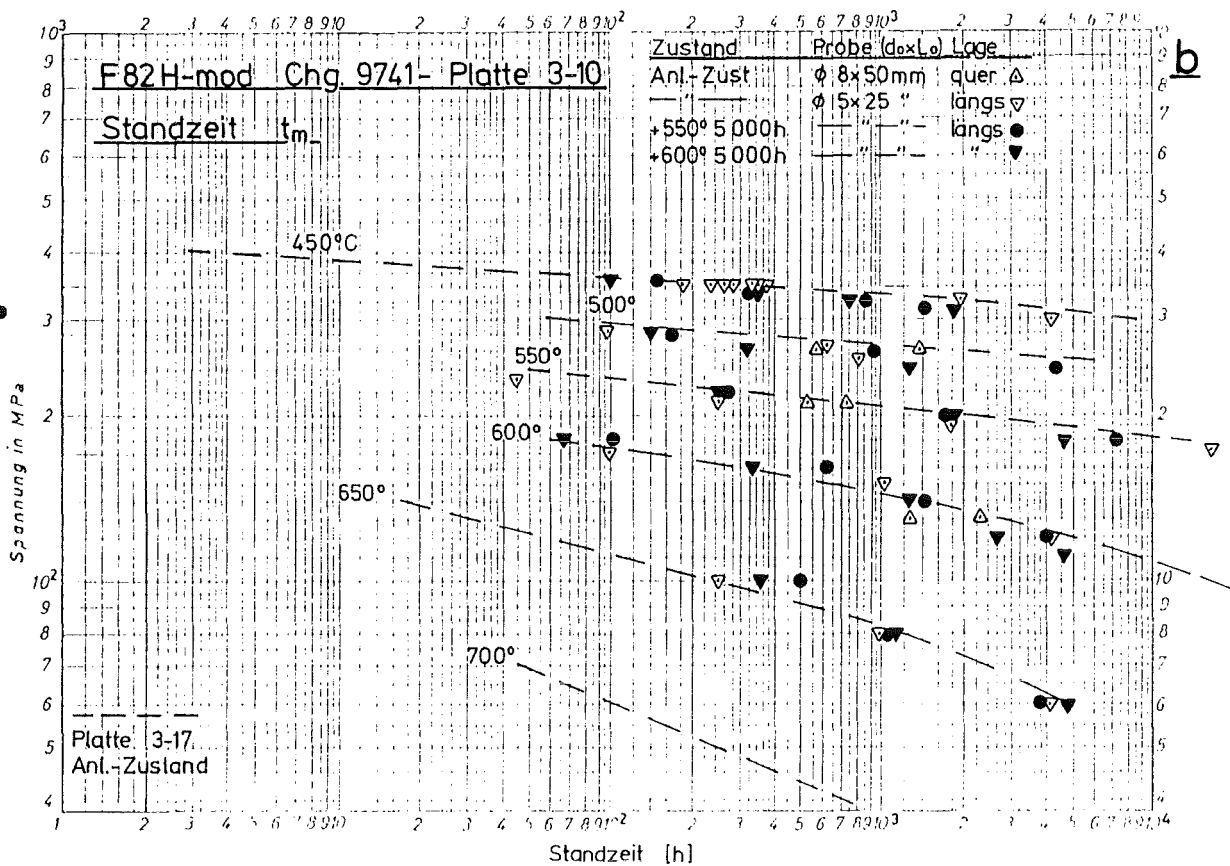
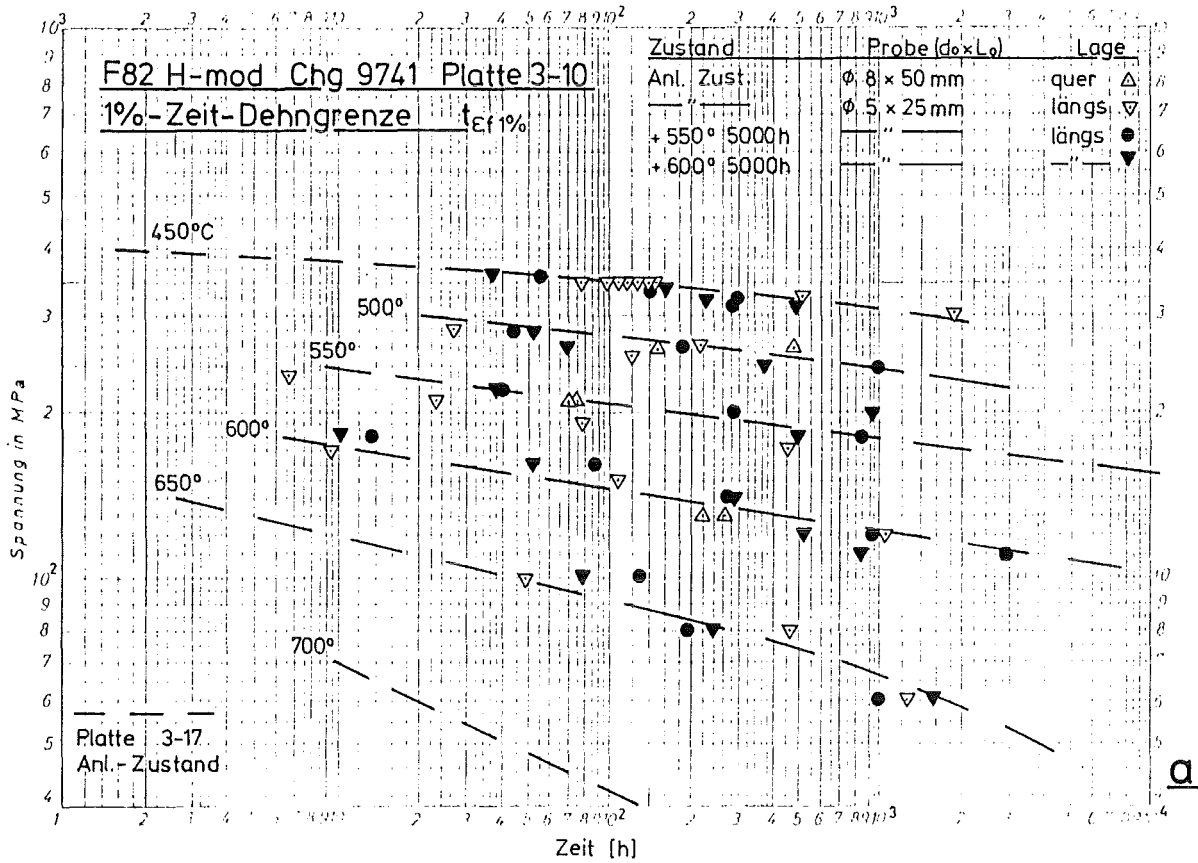


Bild 14: Einfluß der Stabilisierungsglühungen auf 1%-Zeit-Dehngrenze und Standzeit.

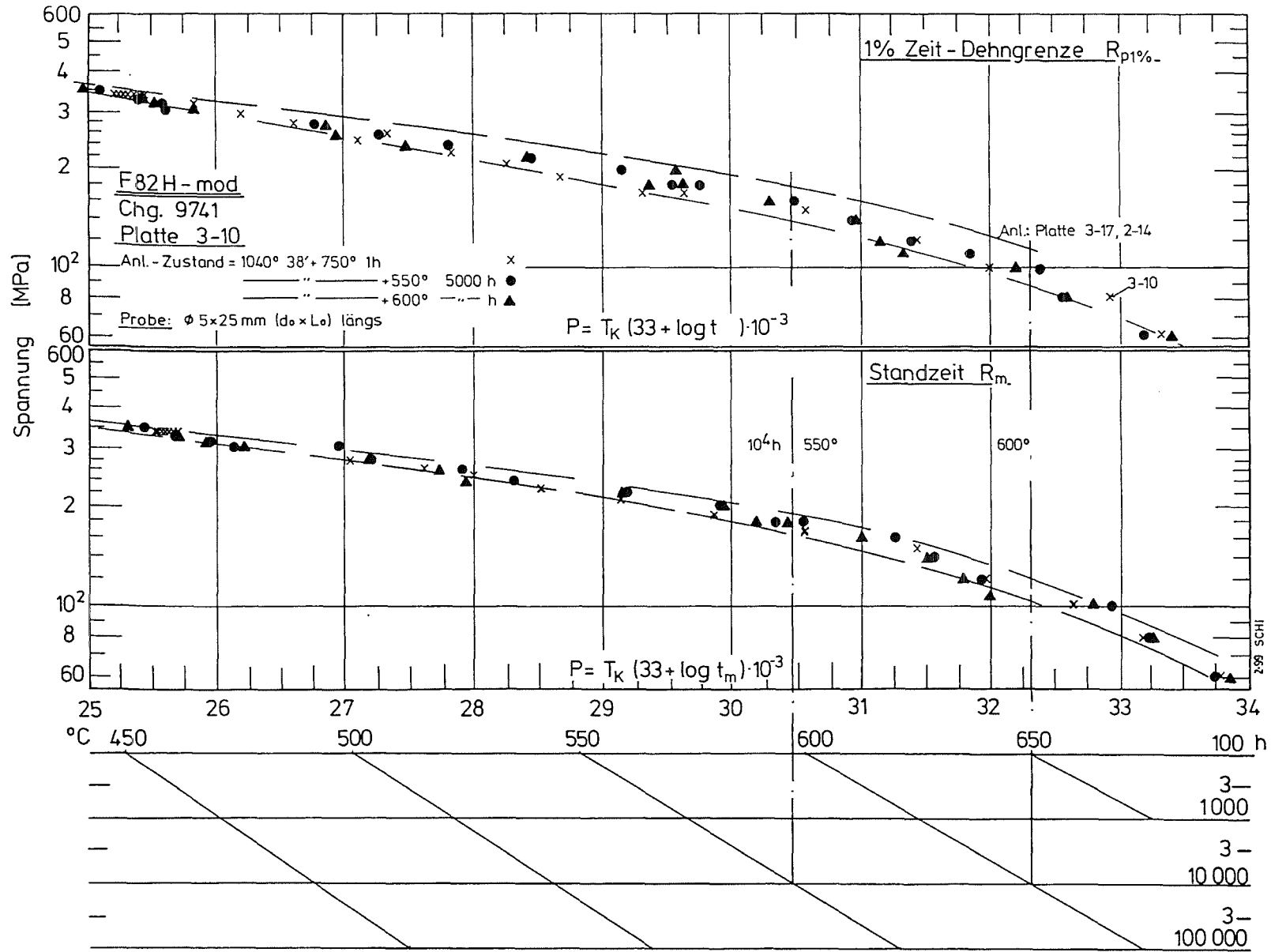


Bild 15: Zeitstand - Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter)

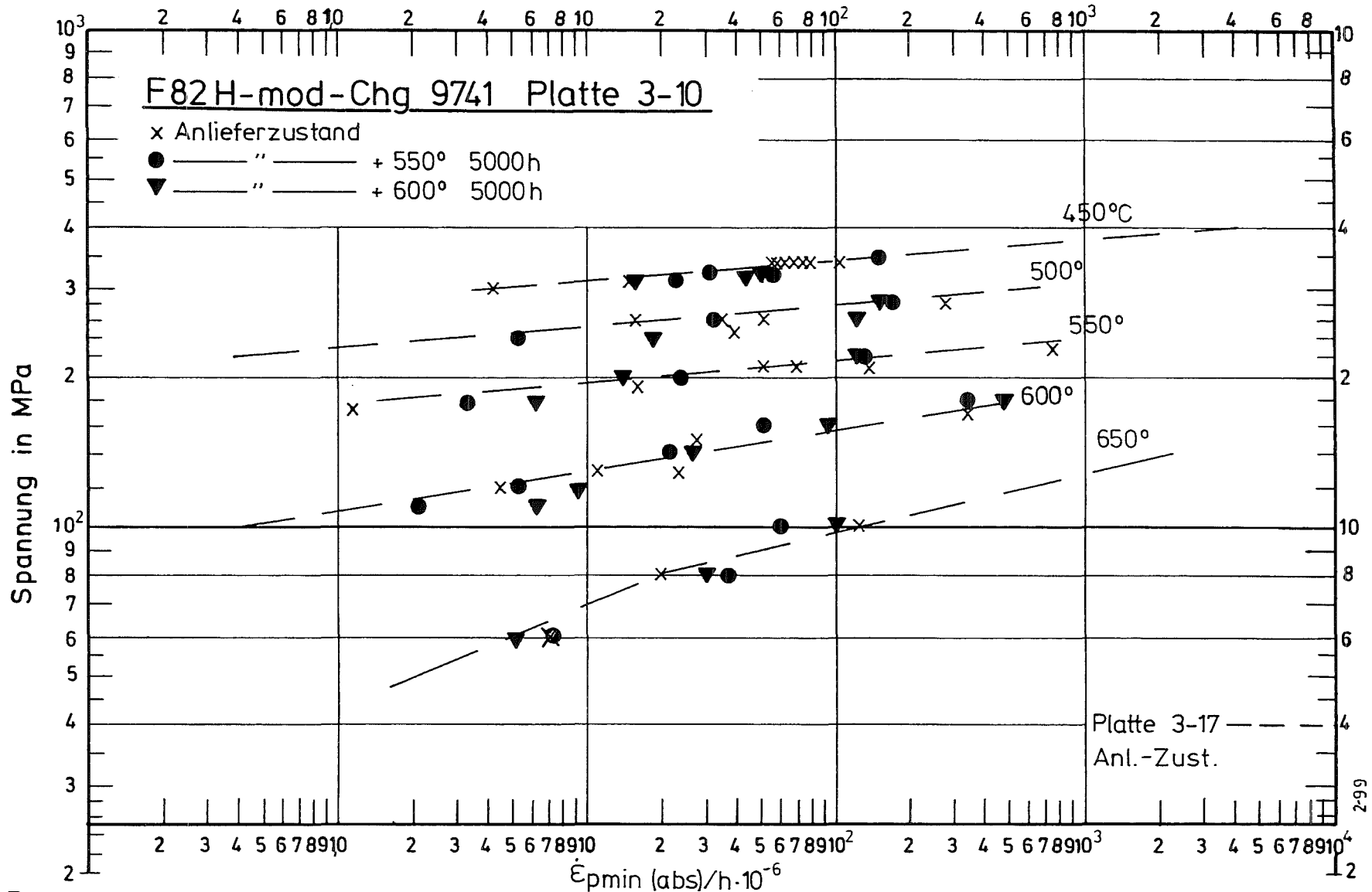


Bild 16: Einfluß der Alterungsbehandlung auf die minimale Kriechgeschwindigkeit

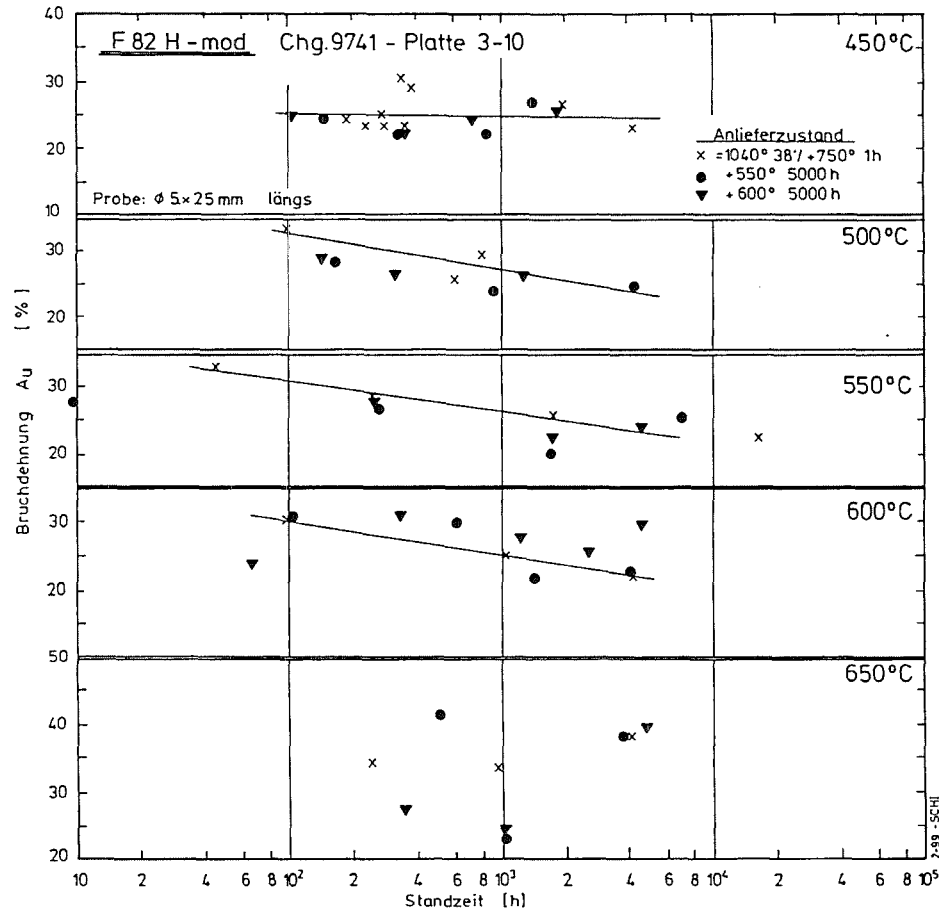


Bild17a: Einfluß der Stabilisierungsglühung auf die Bruchdehnung

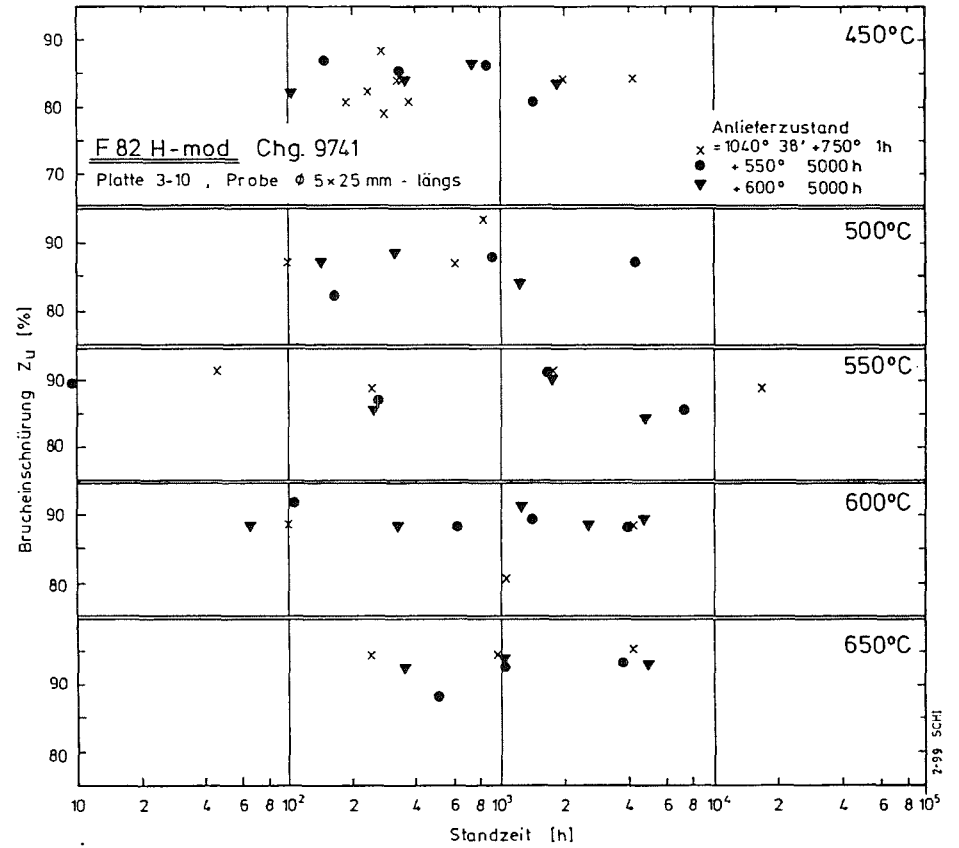


Bild17b: Einfluß der Stabilisierungsglühung auf die Brucheinschnürung

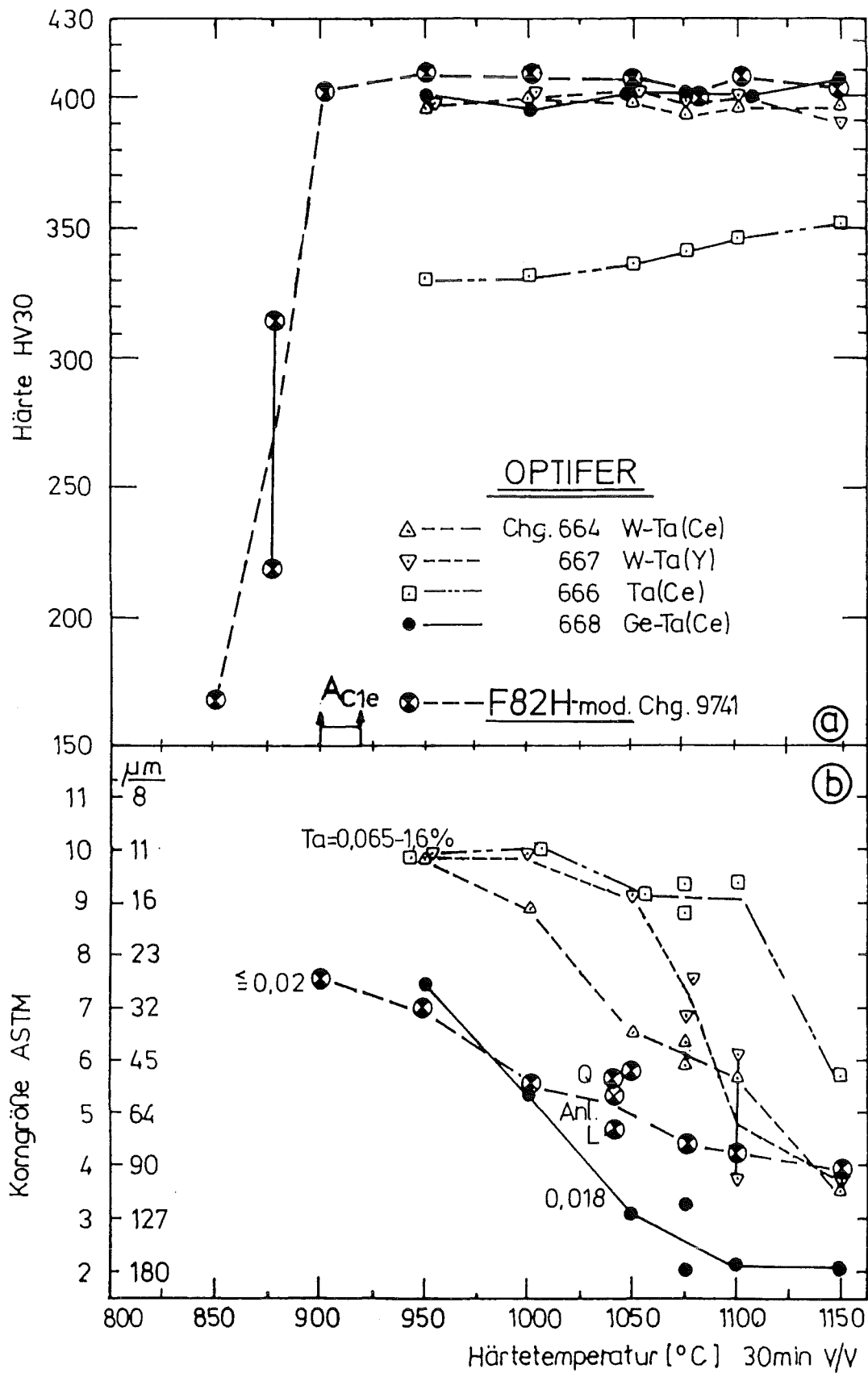


Bild 18: Härte-Diagramm

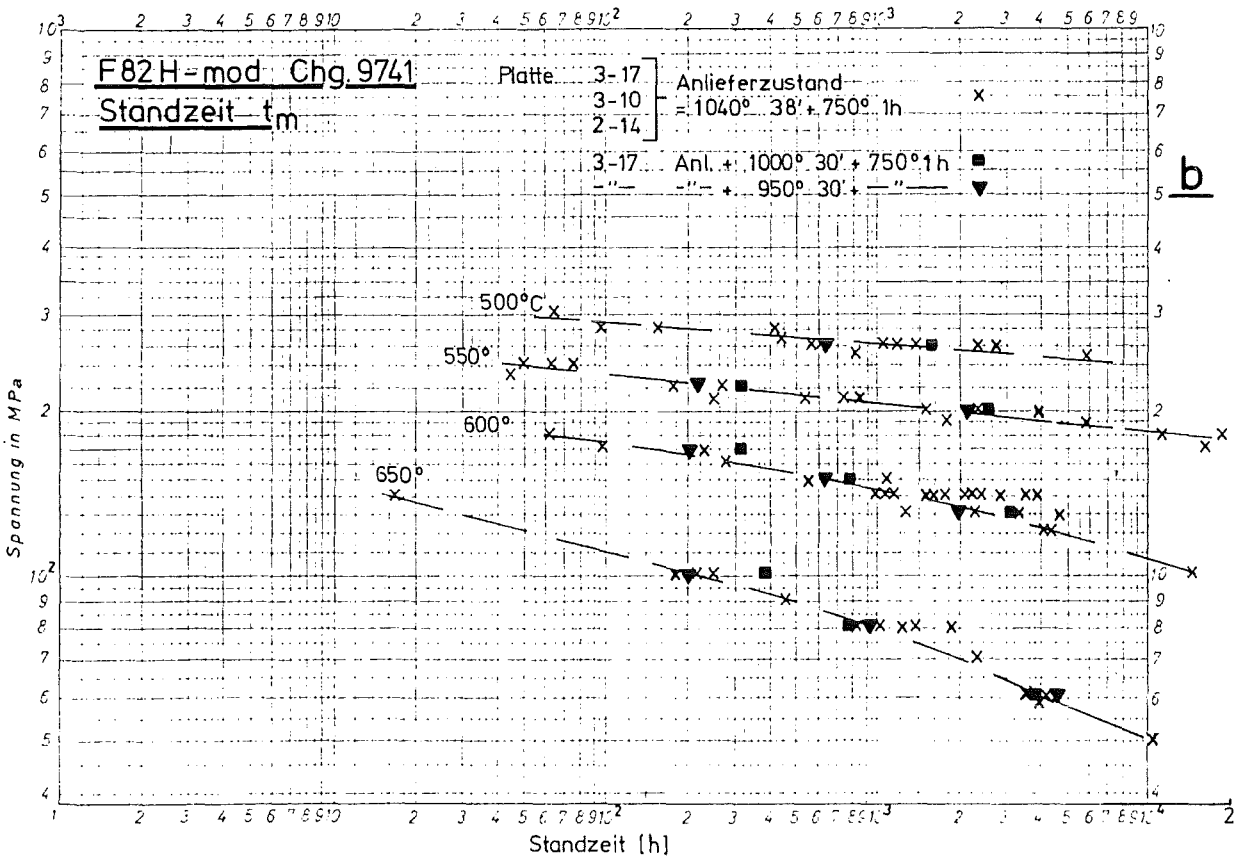
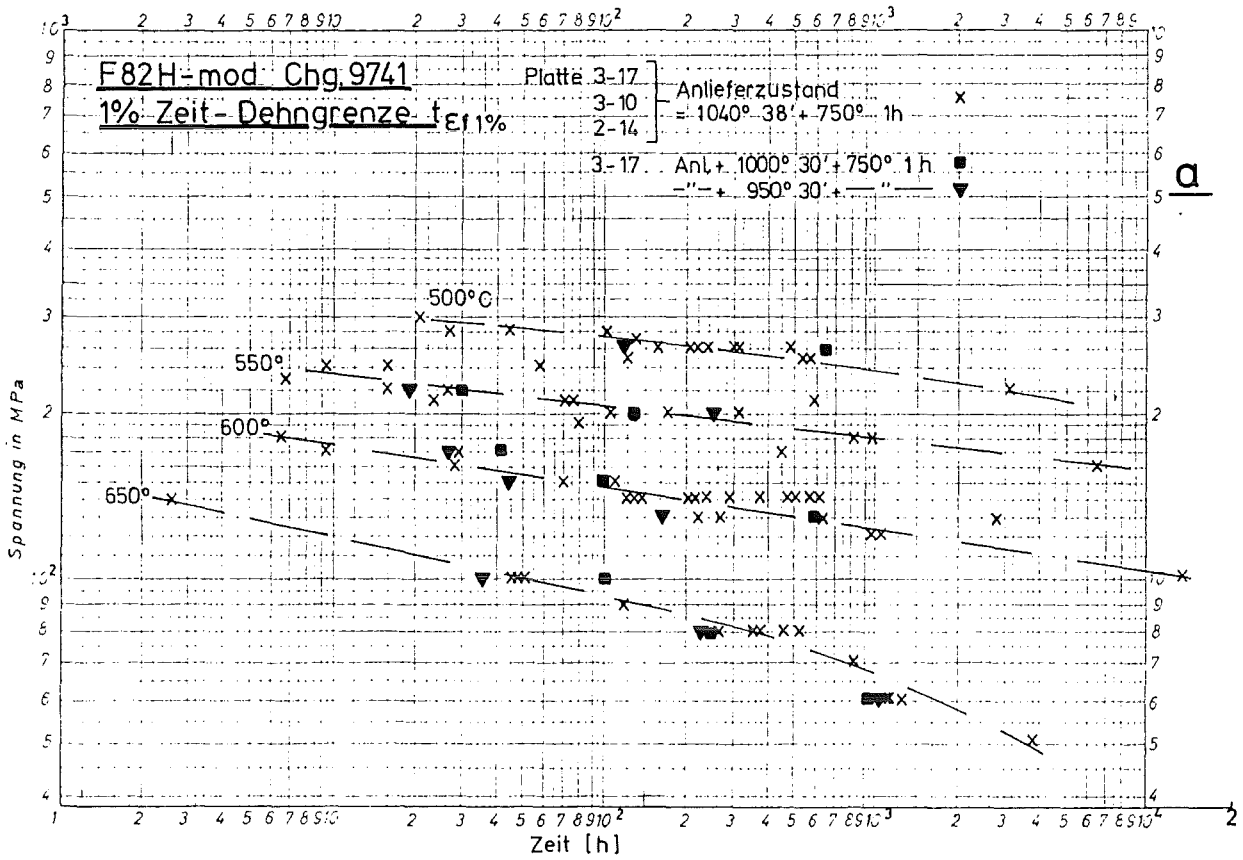


Bild 19: Einfluß der Härtetemperatur auf 1%-Zeit-Dehngrenze und Standzeit

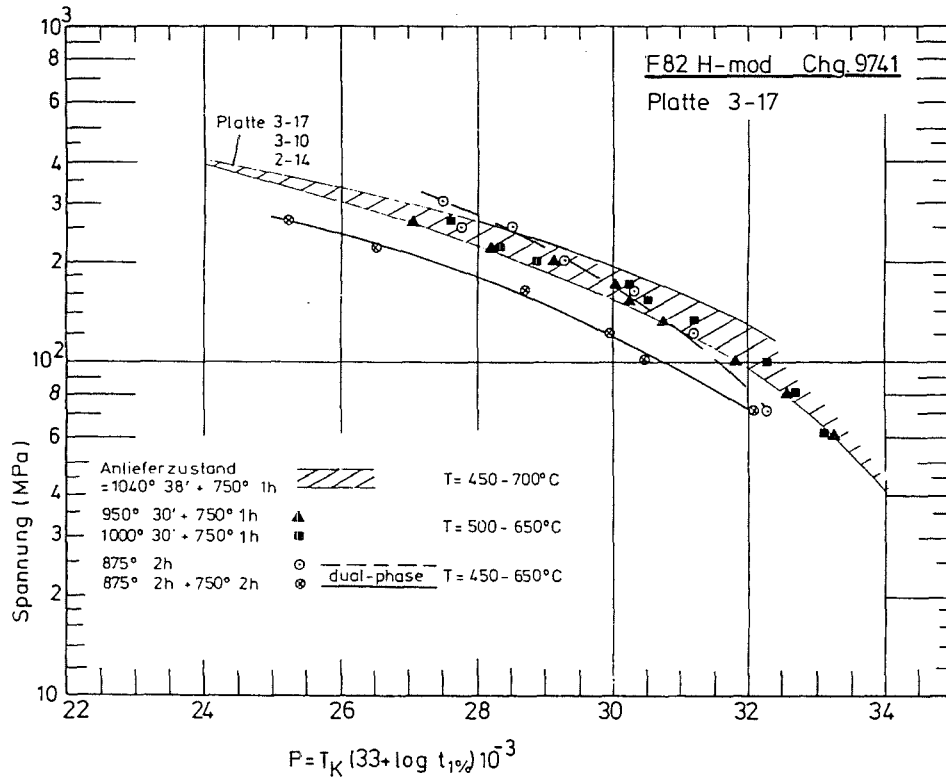


Bild 20a: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

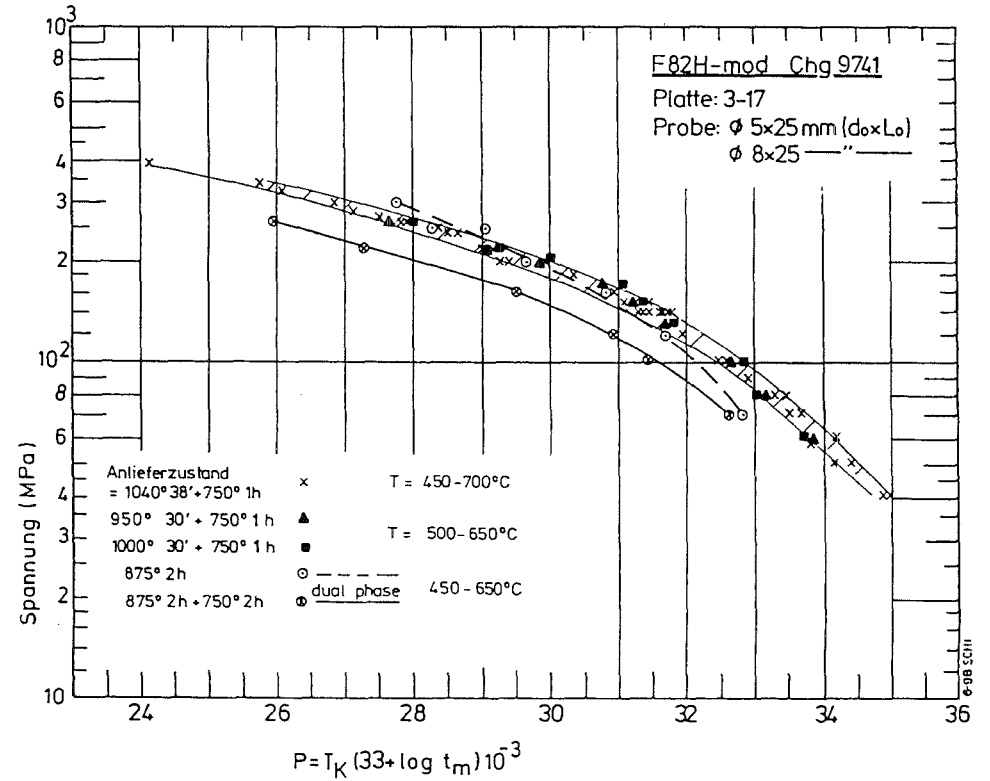


Bild 20b: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

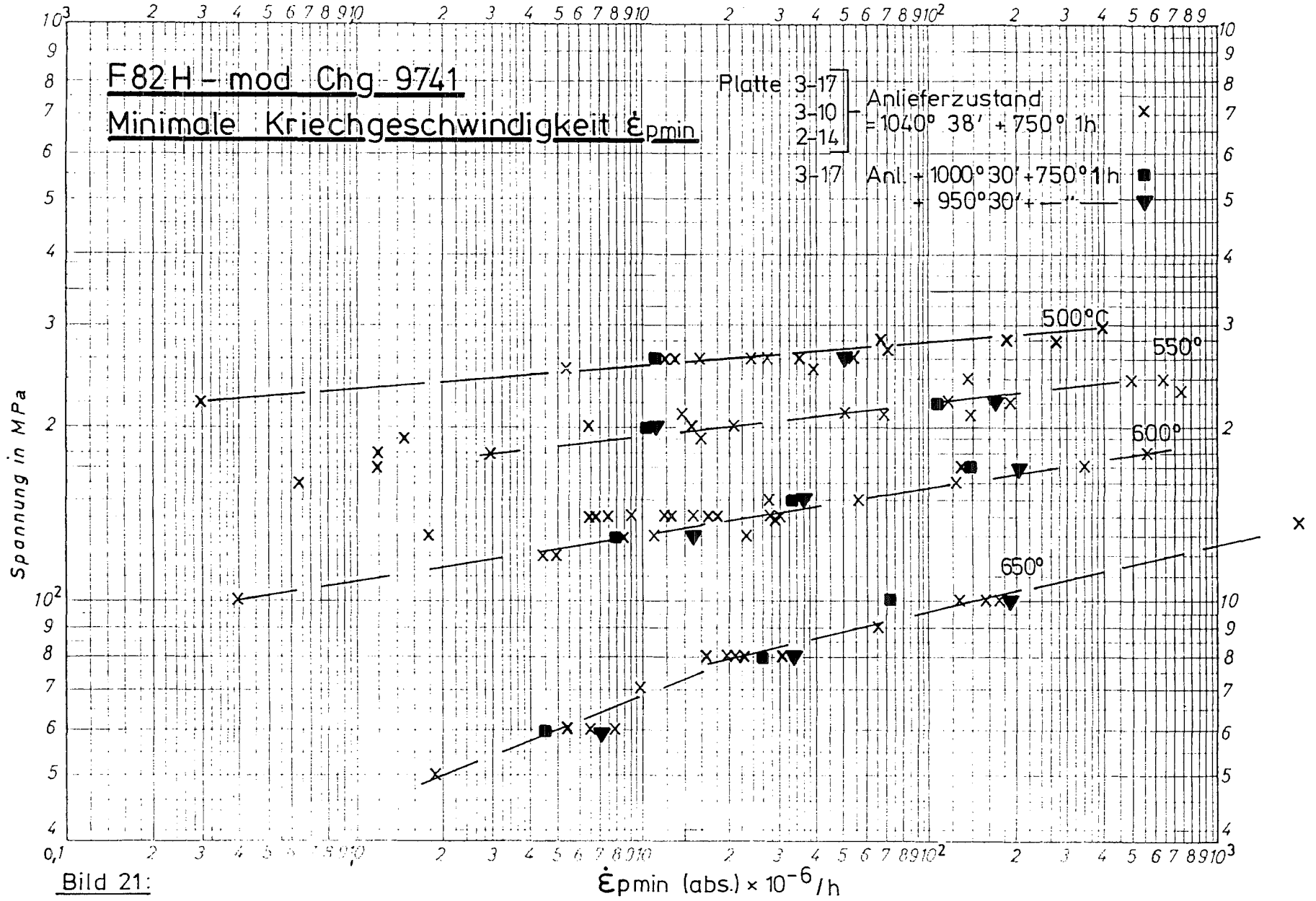


Bild 21:

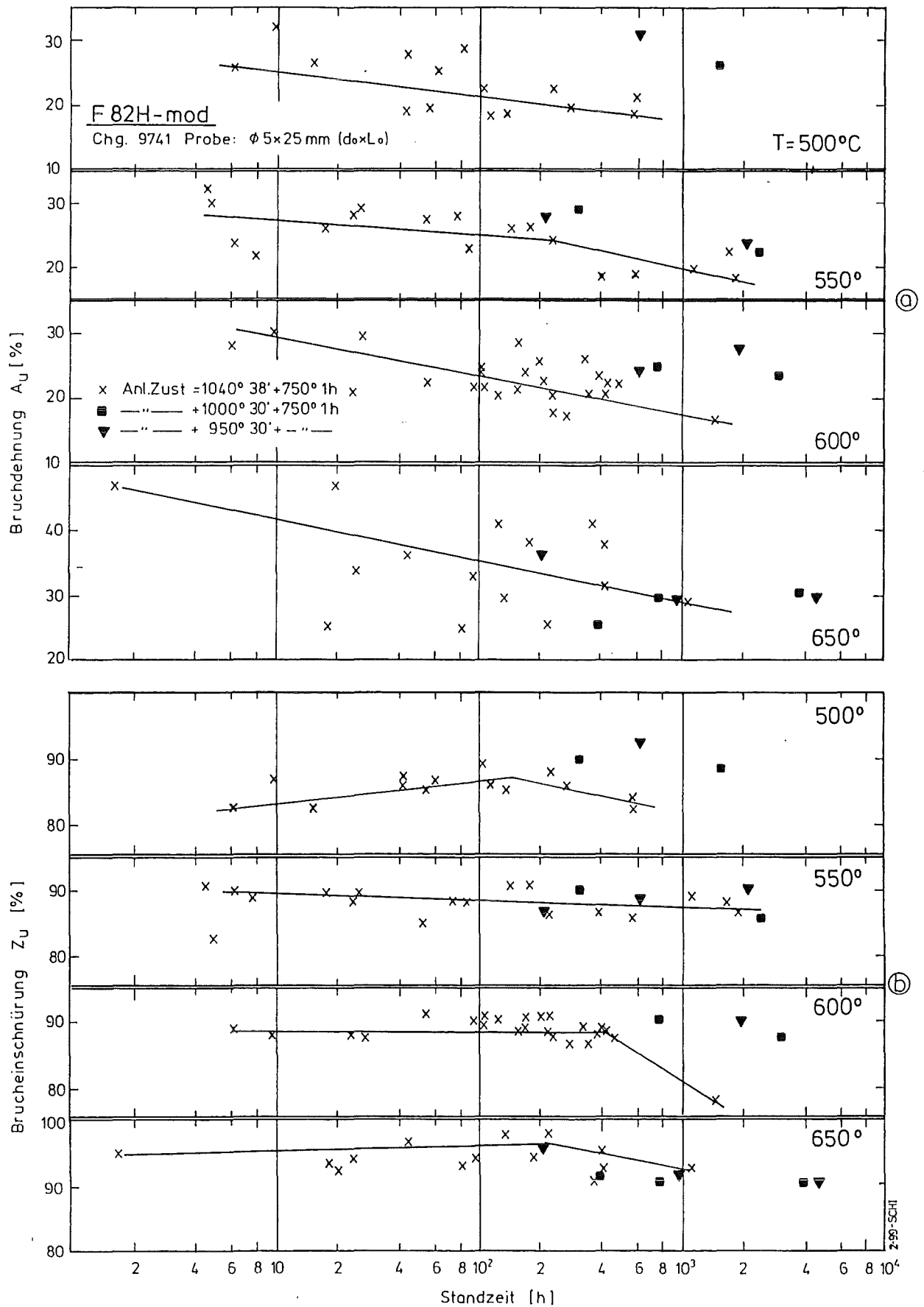


Bild 22: Einfluß des Vergütungszustandes auf Bruchdehnung und -einschnürung

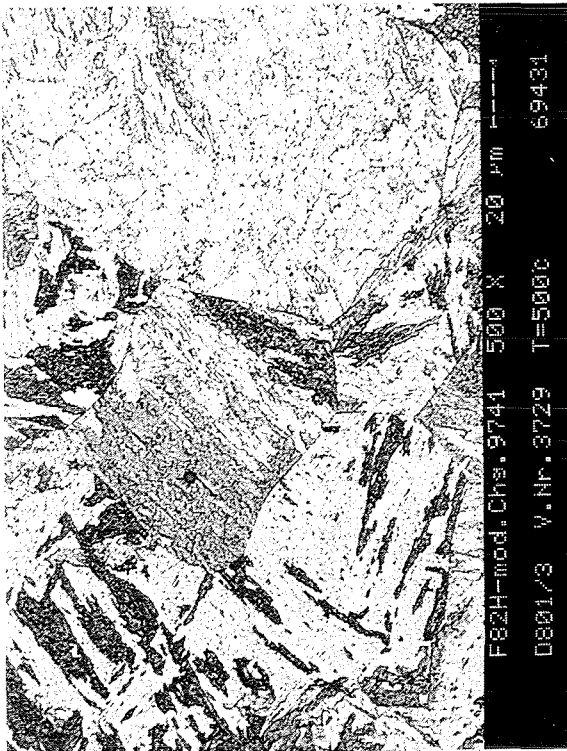
Anlieferungszustand (a)

(b) 875°2h+750°2h

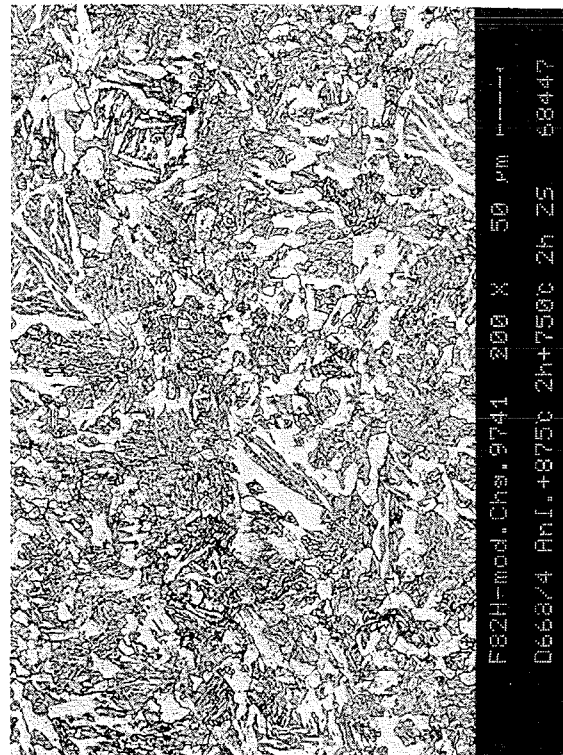
Zeitstandversuch

500° 270 MPa 442 h

600° 120 MPa 264 h



HV30=211-214

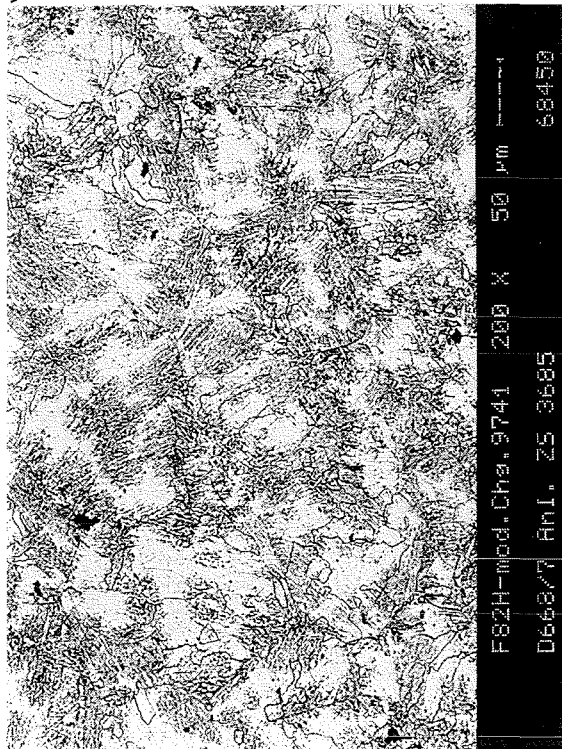


HV30=170-172

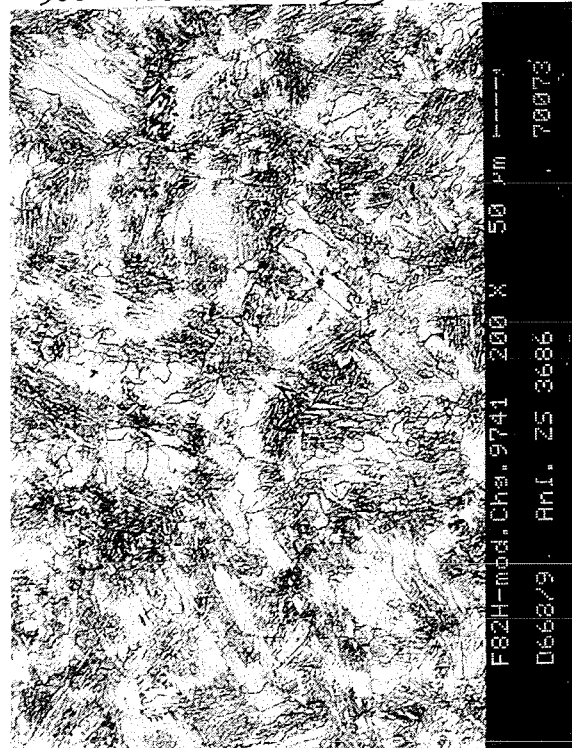
(c) Anl. + 875° 500°

500° 220 MPa 42 h

500° 180 MPa 3545 h



HV30=140-141

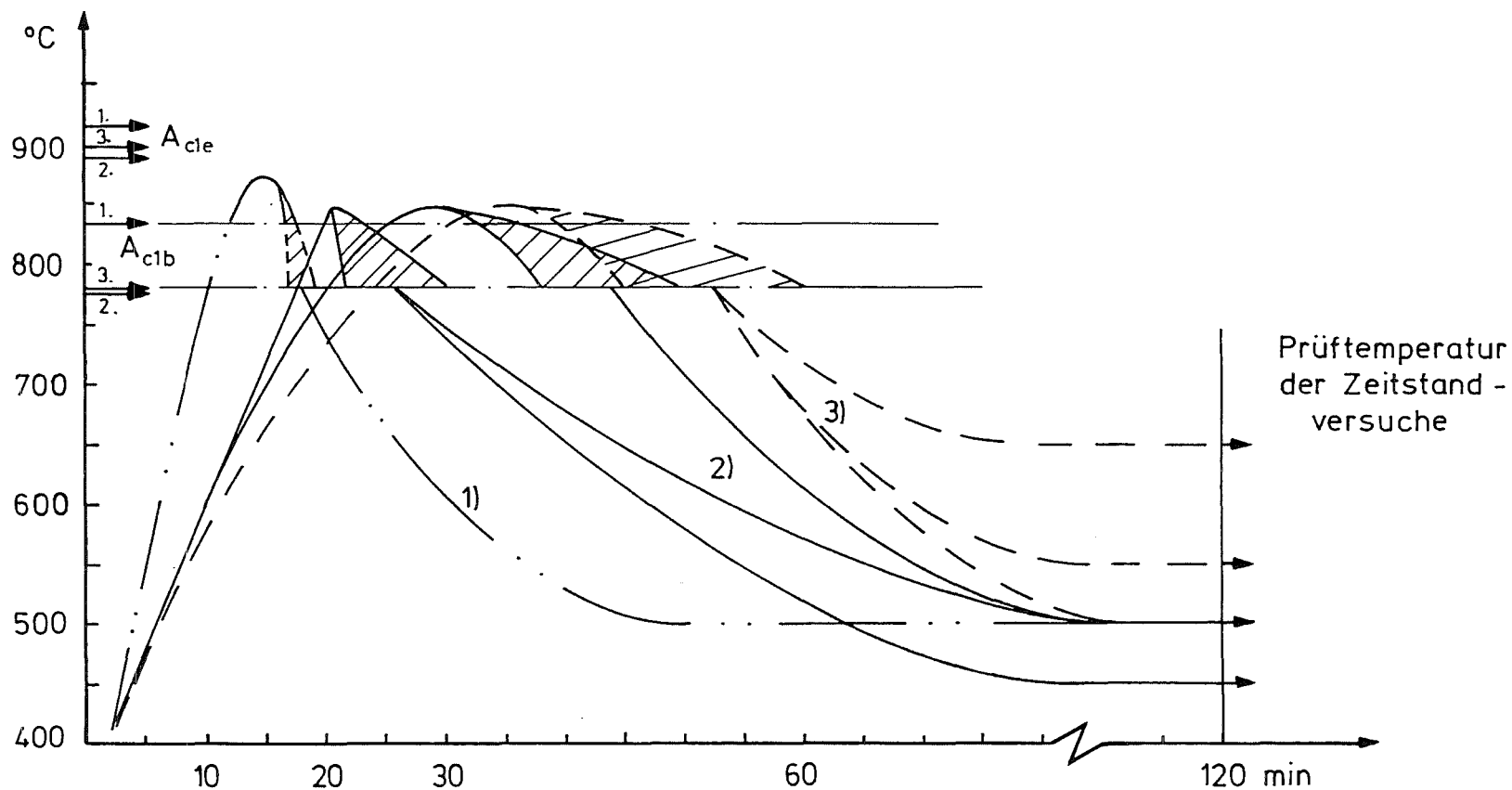


HV30=139-141

- 1) F82 H-mod Chg. 9741: ↗ 875° ↘ Prüftemperatur; t oberhalb A_{c1b} : 7-9 min
 2) MANET - II " 50805: ↗ 850° ↘ " " " " " : 4-13 " [12]
 bzw. 18-30 " [24]
 3) RNO D 1.4914 " 53093: ↗ 850° ↘ " " " " " : 21-36 " [24]

(FZKA 5722)

(steel research)
6/93



54

Bild 24: Verlauf der T-Transiente

SCHI 6 - 98

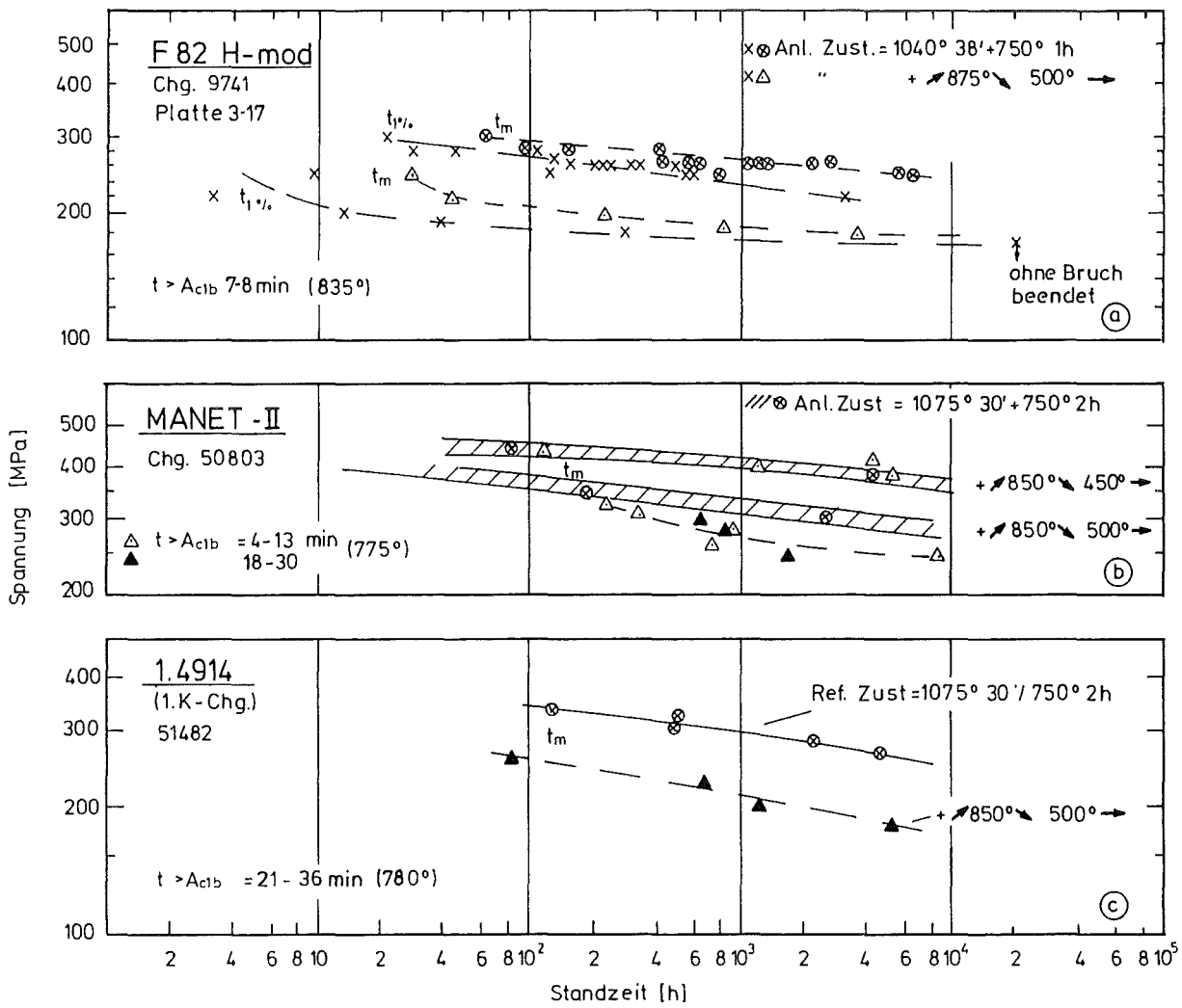


Bild 25: Einfluß einer vorlaufenden Temperatur - Transiente auf das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten nach Abkühlung auf Prüftemperatur.

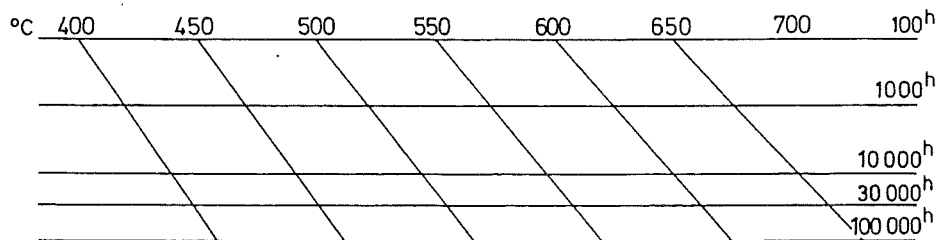
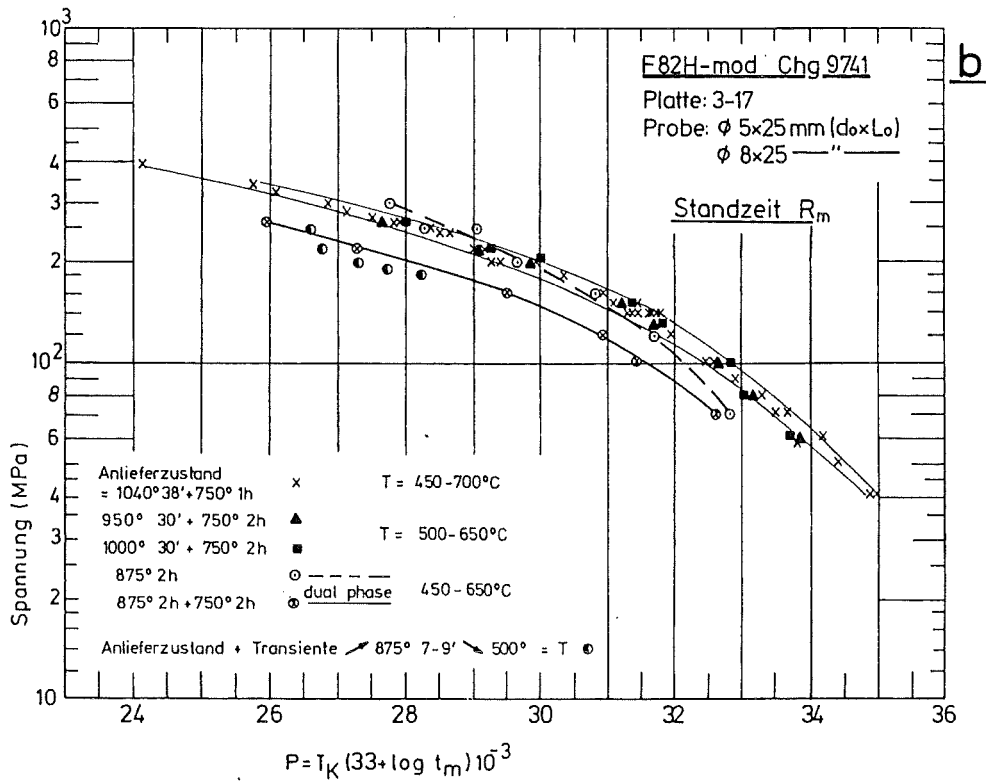
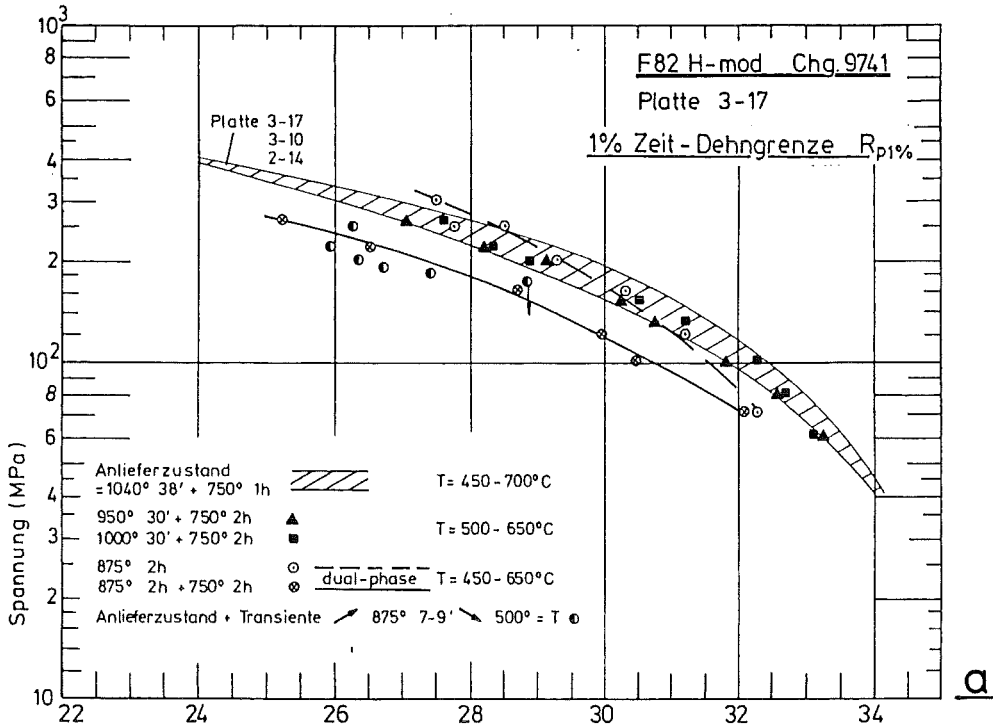


Bild 26: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

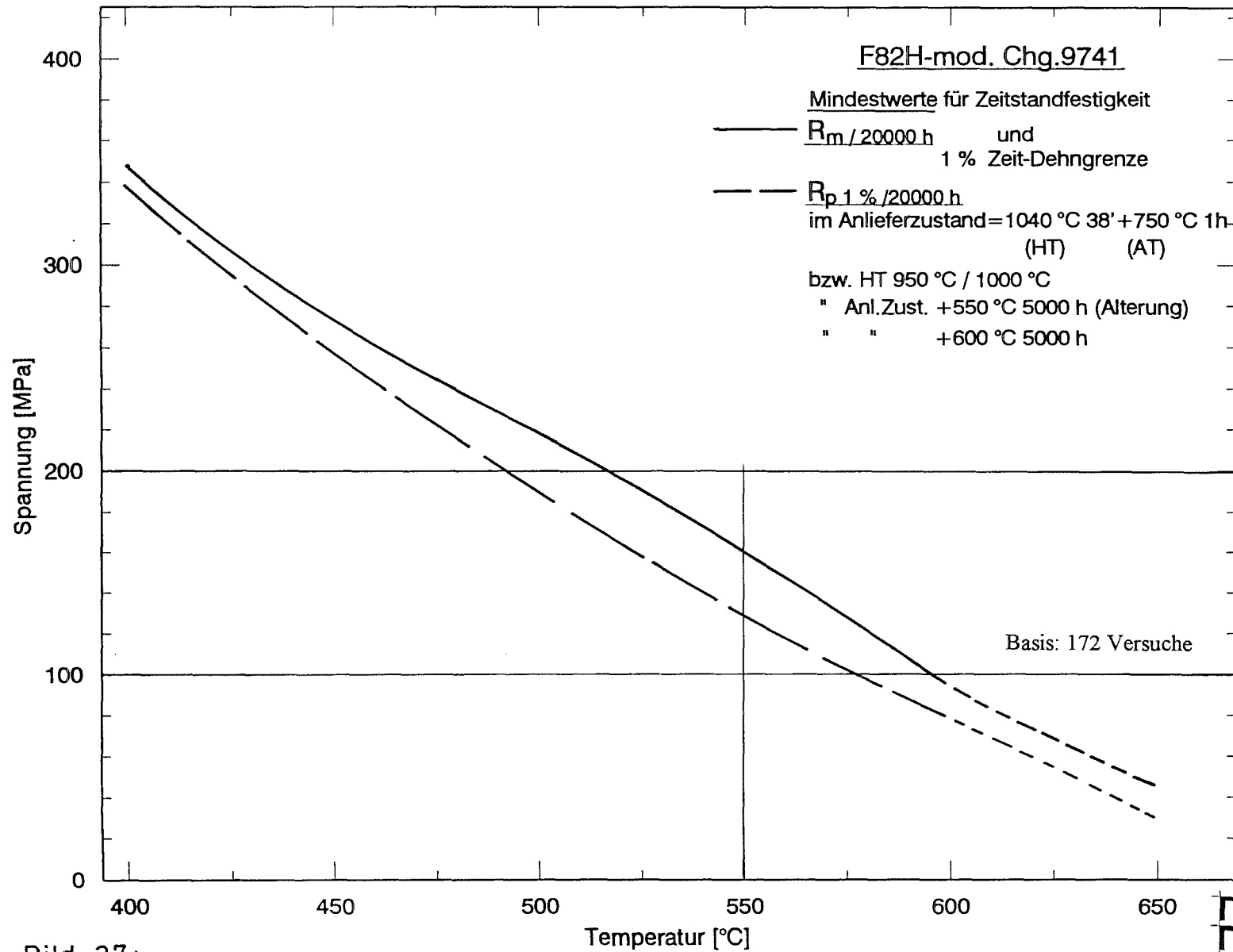
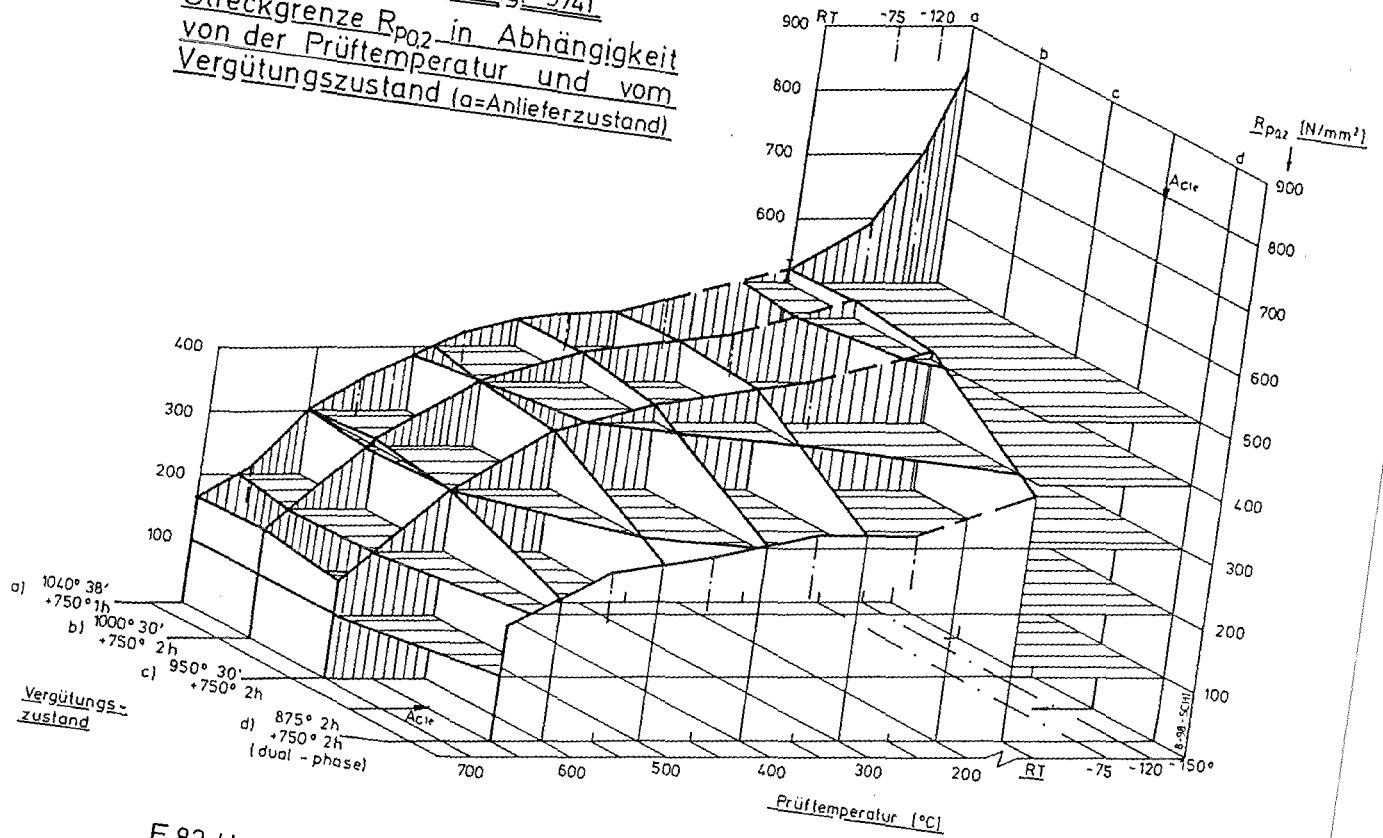


Bild 27:

F 82 H-mod Chg. 9741
Streckgrenze $R_{p0.2}$ in Abhängigkeit
von der Prüftemperatur und vom
Vergütungszustand (a=Anlieferzustand)



F 82 H-mod Chg. 9741
Zugfestigkeit R_m in Abhängigkeit
von der Prüftemperatur und vom
Vergütungs-zustand (a=Anlieferzustand)

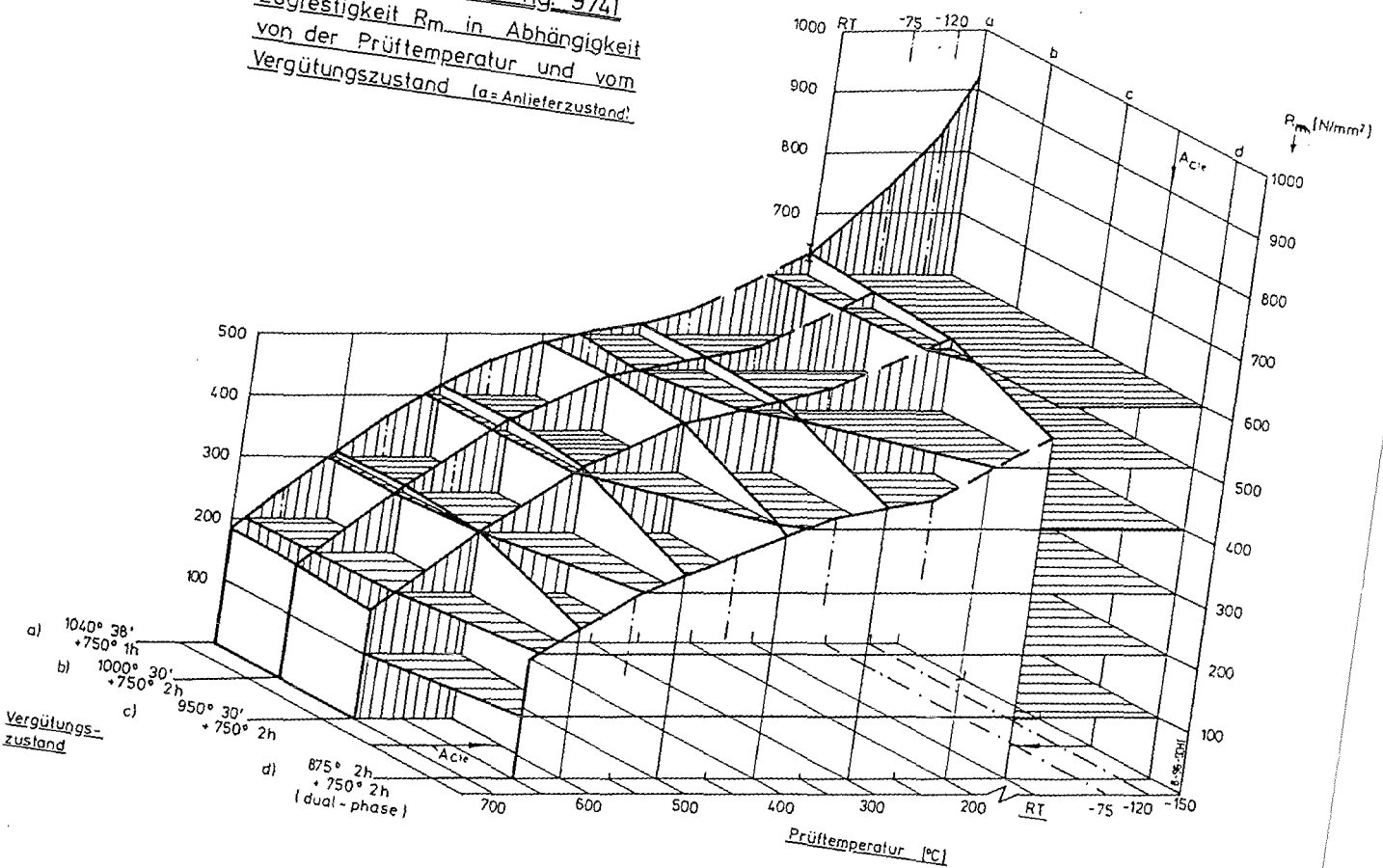
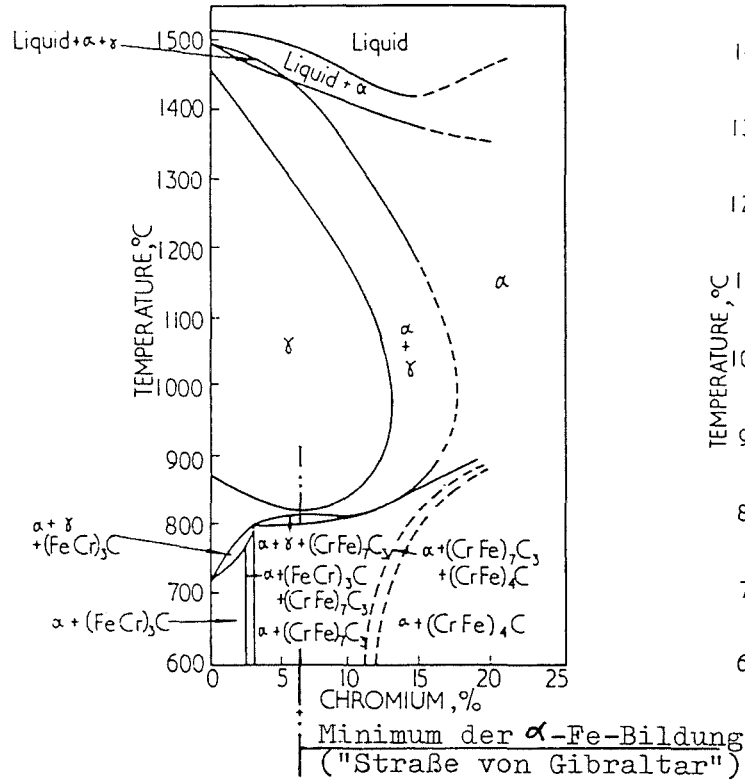
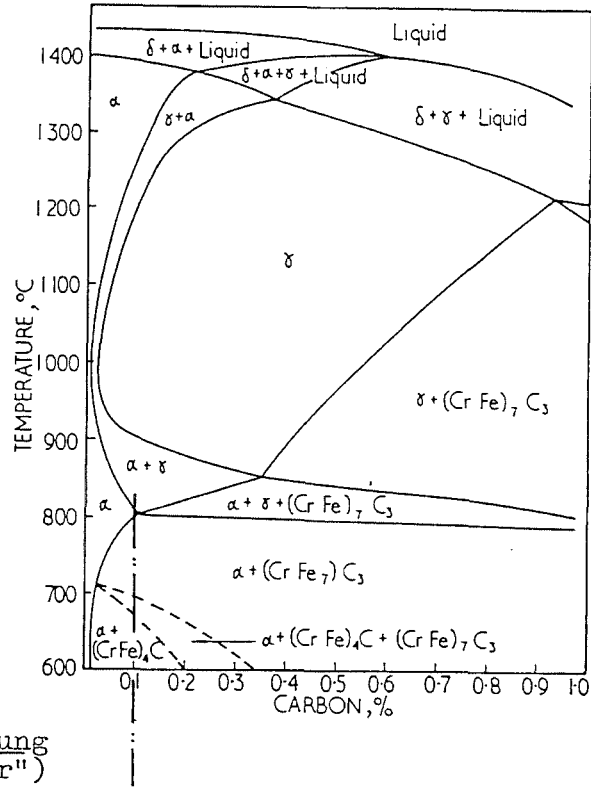


Bild 28

1a Effect of chromium content on equilibrium relationships in 0.1% C steels



1b Effect of carbon content on equilibrium relationships in 12% Cr steels



Cr (%) :	7.7	8.4	9.5	9.4	10.3	12-14
α -Fe (%) :	17	12	5	3	1	5-25 δ -Fe
	F82H-mod	OPTIFER-VII	OPTIFER-V	OPTIFER-VI	MANET-II	RNO

	F82H-mod	0.085 - 0.089
	OPTIFER	0.10 - 0.13
	MANET-II	0.10 - 0.13
	RNO	0.13 - 0.14
		%C

Bild 29:
(Lit. 18,26,27)

6. Anhang

Bemerkungen zu experimentellen Details:

Die Zeitstandversuche wurden nach DIN 50118 mit Gewindekopfproben der Abmessung $\varnothing 8 \times 50$ und $\varnothing 5 \times 25$ mm (Abb. 1a+b) in Einproben-Prüfständen durchgeführt. Die Belastung erfolgt über einen Hebelarm (1:15) durch Gewichte (Bauart MFL). Die Prüftemperatur wird durch einen 3-Zonen-Heizofen mit drei PID-Reglern (JUMO) eingestellt. Die Temperaturkontrolle und Regelung erfolgt über 3 PtRh-Pt-Thermoelemente, die über die Probenlänge verteilt sind. Diese Anordnung gewährleistet ein homogenes Temperaturfeld über die Probenlänge und eine Temperaturkonstanz von $\pm 2^\circ\text{C}$ über die Versuchszeit (Abb. 2-4).

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

Die verschiedenen Wärmebehandlungsschritte wie Austenitisieren, Anlassen, Glühen werden normalerweise mit Probenrohlingen in Muffelöfen mit anschließender Abkühlung an Luft, Öl oder Wasser (Kennzeichnung T,t/L, T,t/Öl, Tt/W) durchgeführt (Abb. 5a). Soll bei Härteversuchsproben oder bei fertig bearbeiteten Proben für mechanische Versuche eine Oxidation vermieden werden, erfolgt die Wärmebehandlung unter Vakuum in einem Quarzrezipienten (Abb. 5b). Die Abkühlung erfolgt durch Abziehen des Ofens und entspricht bei kleineren Abmessungen in etwa der Luftabkühlung und wird mit (T,tV/V) bezeichnet.

Bei Zugversuchen (n. DIN-EN 10002) auf einer Instron 4505 wird das Kraft-Weg-Diagramm über die Querhauptbewegung aufgezeichnet.

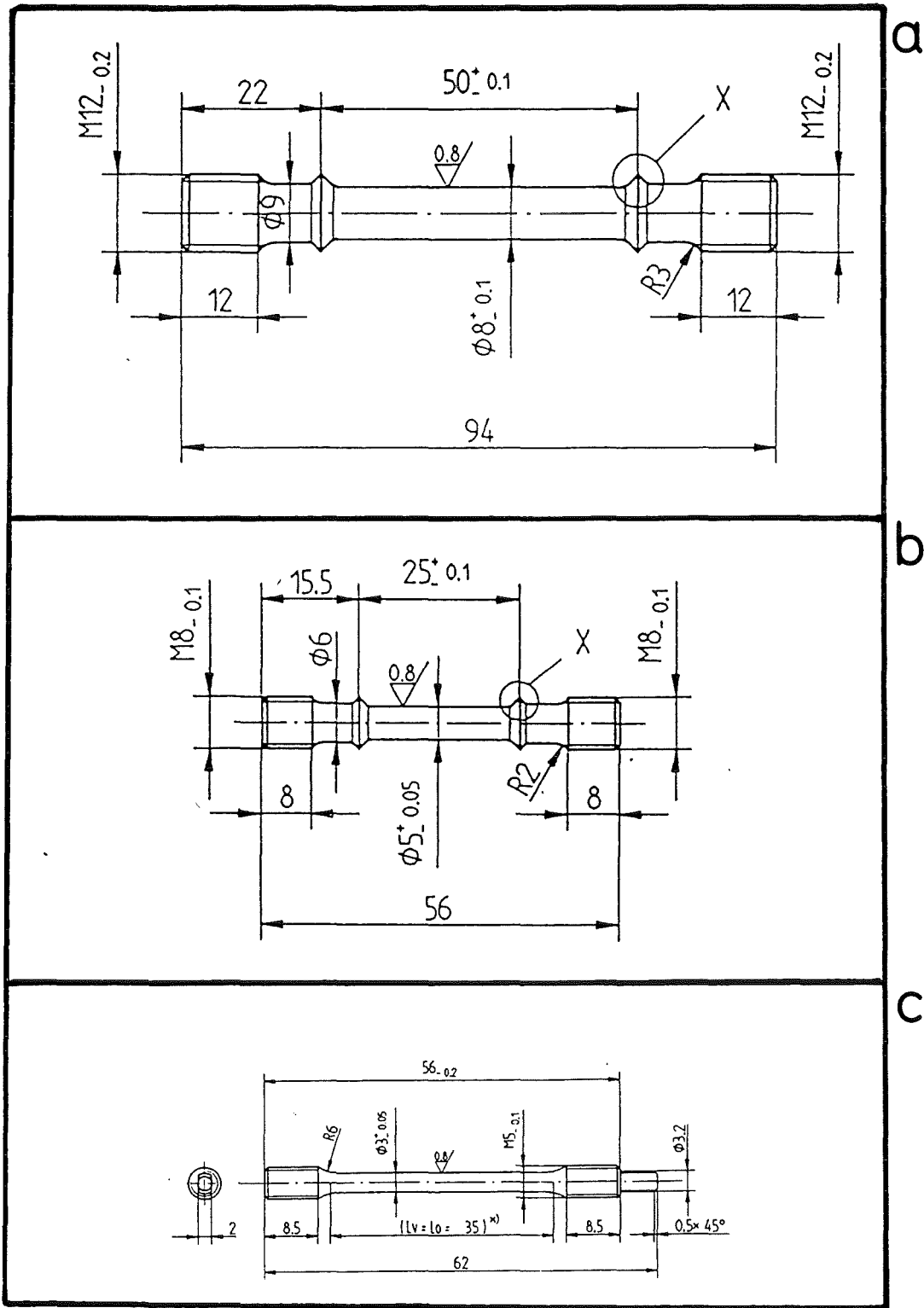
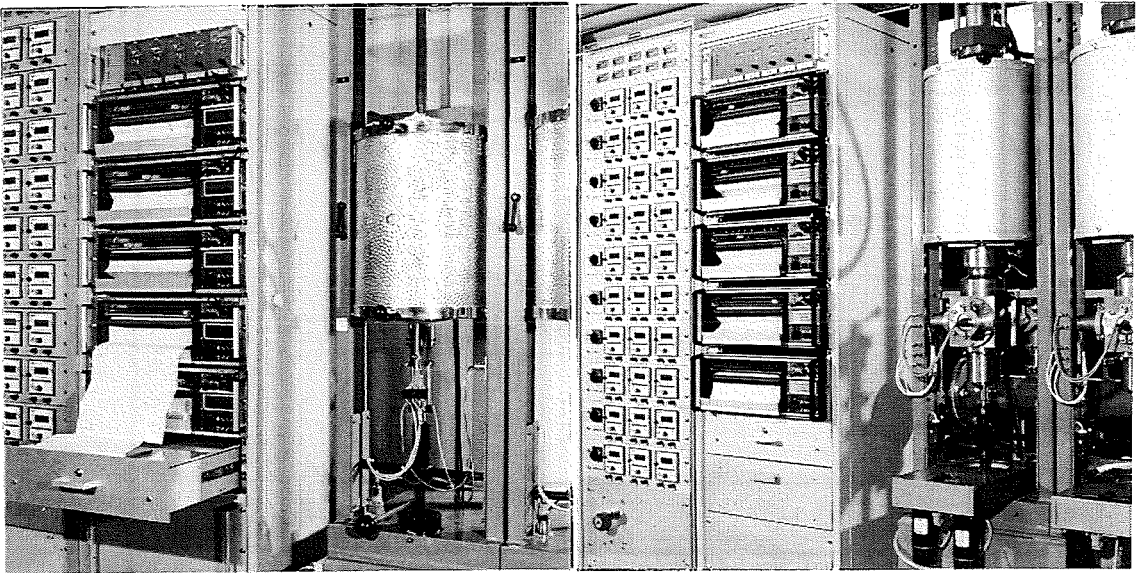
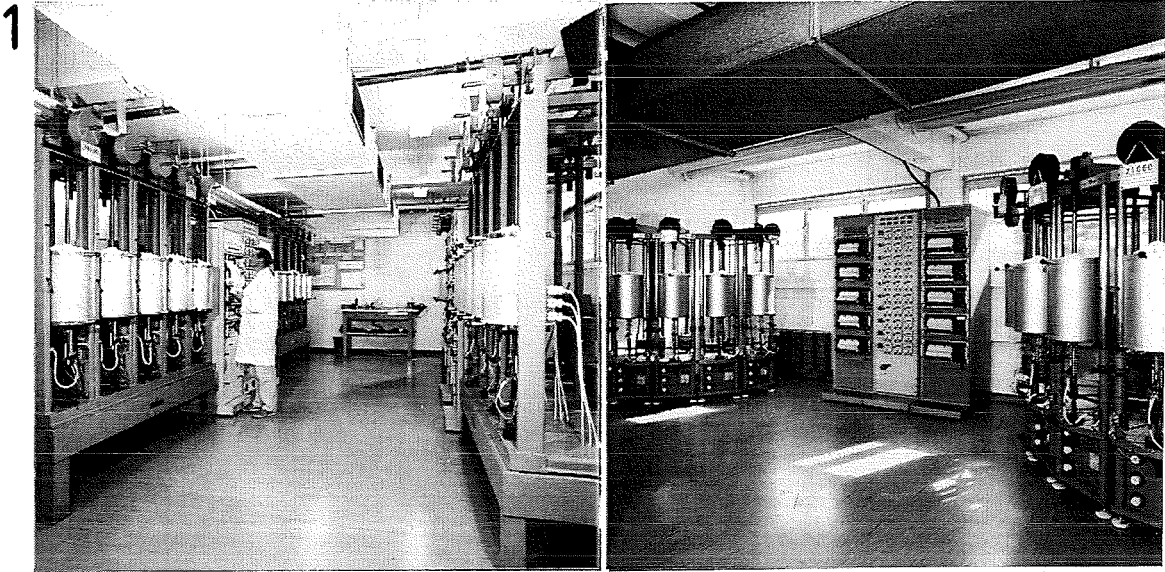


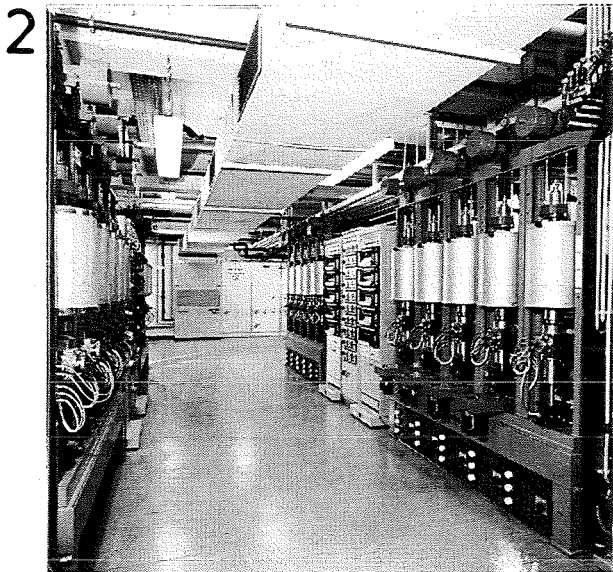
Abb. 1: Probenformen für Zug-(b+c) und Zeitstand-
 versuche (a+b)

Zeitstandprüflabor (ZS) mit 30 Teststrecken (Vers. in Normalatmosphäre)



a b
 Temperaturregelung
 Dehnungsregistrierung
 Ofen mit 1-Proben-Teststrecke
 (a=ZS , b=ZSV)

Abb.2



Zeitstandprüflabor (ZSV) mit
 20 Teststrecken für Versuche
 unter Vakuum

Forschungszentrum Karlsruhe
 Technik und Umwelt

Institut für Materialforschung I
 Postfach 3640, D-76021 Karlsruhe

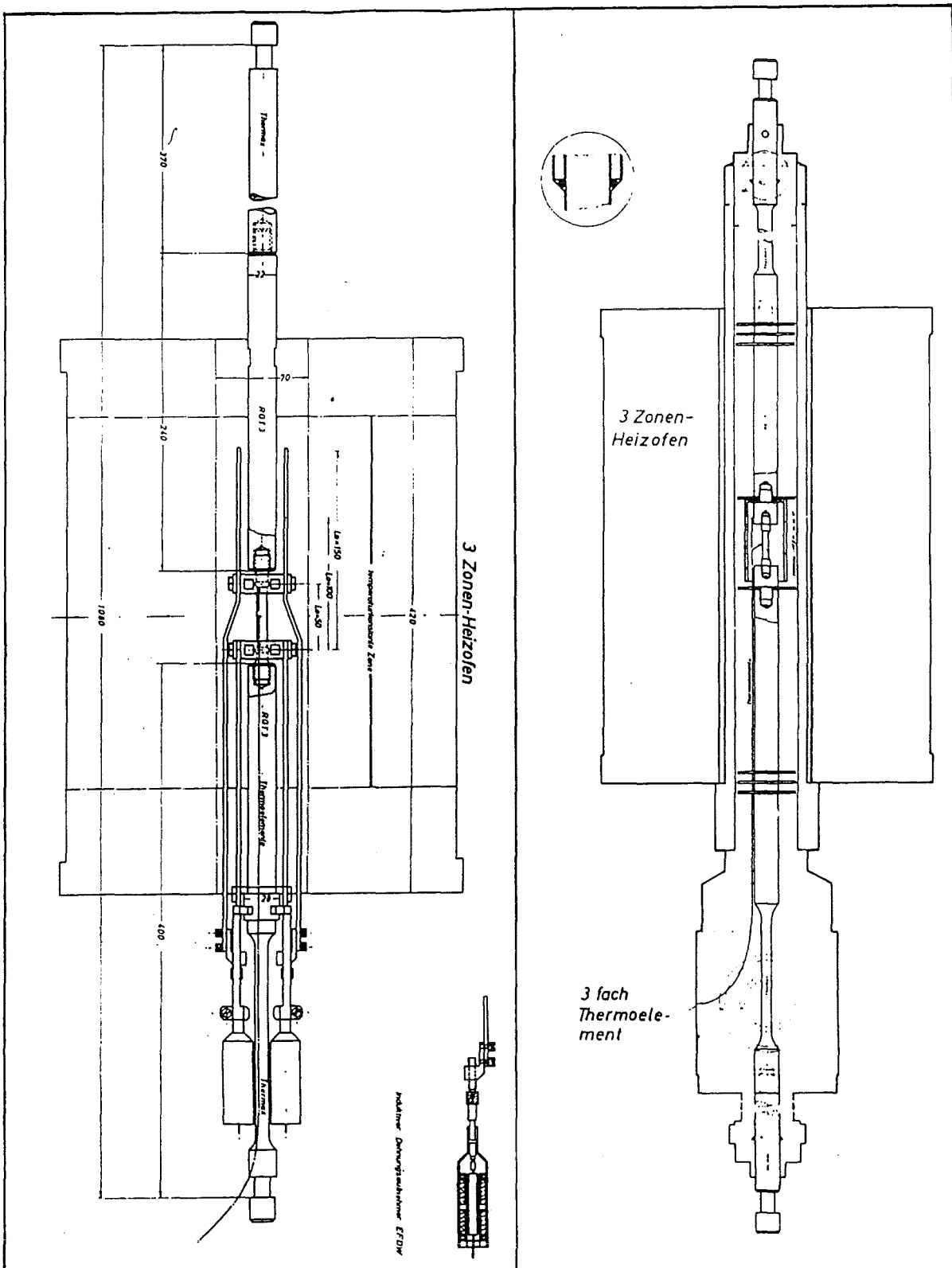


Abb. 3: Teststrecke für Zeitstandversuche
in Normalatmosphäre unter Vakuum

Creep- and rupture test installation

- Location:** FZK, Karlsruhe
- Status:** Operational
- Capacity:**
- a) 30 units for tests in normal atmosphere
 - b) 19 units for tests in vacuum
 - c) 1 unit for test in vacuum with direct loading (max. 80 N)

Technical description:

Single specimen furnaces with 3 heating zones. $T = 300 - 900^{\circ}\text{C}$. Each furnace with 3 PID-temperature controllers. Temperature measuring with 3 Pt/Rh-Pt-thermo-couples. Loading system: Lever arm with plates (1: 15). Max. 5 tons.

Continuous creep registration for each specimen with 2 extensometers and separate ϵ -t-recorder. Digitalizing of creep curve after test.

Speciality: Long term tests ($> 10^4$ hours) in low-stress and low-creep-range.

Realized long-term-tests: max. 144 444 hours = 16,5 years (Ref. 1).

- Ref.:
- [1] KfK 4273 - Feb. 1988 (Report) (ss 1.4948)
 - [2] KfK 4861 - Aug. 1991 (Report) (ss 316 L (N))
 - [3] KfK 2440 - Jan. 1989 (Report) (Vanadium-alloys)

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Technik und Umwelt

Wissenschaftlich-Technische Einrichtungen und Verwaltung:
D-76344 Eggenstein-Leopoldshafen

Telefon 07247/82-0, bei Durchwahl 82
Telefax 07247/825070, Telex 7247160-FZK
Stadtbüro: Weberstr 5, D-76133 Karlsruhe
Postanschrift: Postfach 3640, D-76021 Karlsruhe

Öfen für Wärmebehandlungen: a) Muffelöfen
b) Rohröfen mit Quarzrezipienten

a



b

