



Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6464

**Das Zeitstandfestigkeits-
und Kriechverhalten der
niedrigaktivierenden
martensitischen
OPTIFER-Legierungen
(Abschlussbericht)**

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

**Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion
Association FZK/EURATOM**

Juli 2001

Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 6464

**Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten der
niedrigaktivierenden martensitischen OPTIFER-
Legierungen (Abschlussbericht)**

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

Institut für Materialforschung

Projekt Kernfusion

Association FZK/EURATOM

*) ITN-CIEMAT (Madrid) Programa de Materiales

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

2001

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

Zusammenfassung

Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten der niedrigaktivierenden martensitischen OPTIFER-Legierungen (Abschlussbericht)

Die Zeitstandfestigkeits- und Kriechversuche an den niedrigaktivierenden OPTIFER-Legierungen im Temperaturbereich 450-700°C werden zusammenfassend und abschließend beschrieben. Parallel zur Referenzlegierung mit 9,5Cr1W-Mn-V-Ta wird eine W-freie Variante (+Ge) betrachtet, die ein günstigeres Aktivierungs- bzw. Abklingverhalten aufweist. Den geringeren Festigkeitswerten stehen deutlich bessere Zähigkeitswerte gegenüber.

Von jeder Entwicklungslinie wurden mehrere Chargen mit geringen Variationen in der chemischen Zusammensetzung bis zu Standzeiten von 40 000 h untersucht. Neben der Referenzwärmebehandlung mit 1075°C Härtetemperatur und 750°C Anlasstemperatur wird der Einfluss erniedrigter Härtetemperaturen (bis 950°C) aufgezeigt. Der langzeitige Einsatz bei höheren Temperaturen (max. 550°C - 20 000 h) hat einen Alterungseffekt mit Erniedrigung der Festigkeitskennwerte des vergüteten Zustandes zur Folge. Zur quantitativen Erfassung dieses Alterungseffektes wurden Versuche an Proben mit unterschiedlichen T/t-Glühungen (550°-650°C, 330-5000 h) im Zeitstandversuch geprüft. Auf der Basis aller Versuchsergebnisse können für den T-Bereich 400-600°C Mindestwerte für die 1%-Zeit-Dehngrenze und Zeitstandfestigkeit als Auslegungskurven für 20 000 h angegeben werden.

Die aus den kontinuierlich aufgezeichneten Kriechkurven ermittelten Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung ergeben für die einzelnen Prüftemperaturen den Spannungsexponent n (n. Norton). Das Kriechverhalten in Abhängigkeit von der Prüftemperatur ergibt die Werte für die effektive Aktivierungsenergie des Kriechens Q_K .

Der Einfluss einer vorlaufenden Temperatur-Transiente bis 800°C ($\leq A_{C1b}$) bzw. bis 840°C ($> A_{C1b}$) mit anschließenden Zeitstandversuchen bei 500° und 550°C wird beschrieben.

Die Ergebnisse der OPTIFER-Legierungen werden mit den Ergebnissen der japanischen 2% W-Legierung F82H-mod. verglichen.

Abstract

Creep Rupture Strength and Creep Behavior of Low-activation Martensitic OPTIFER Alloys (Final Report)

The creep rupture strength and creep experiments performed on low-activation OPTIFER alloys in the temperature range of 450-700°C shall be summarized in the present report. Together with the reference alloy of the type 9.5Cr1W-Mn-V-Ta, W-free variants (+Ge) with a more favorable activation and decay behavior shall be studied. Their smaller strength values are compensated by far better toughness characteristics.

Of each development line, several batches of slightly varying chemical composition have been investigated over service lives of up to 40,000 h. Apart from the impact of a reference thermal treatment at a hardening temperature of 1075°C and an annealing temperature of 750°C, the influence of reduced hardening temperatures (up to 950°C) has been determined. A long-term use at increased temperatures (max. 550°C - 20,000 h) produces an aging effect with strength being decreased in the annealed state. To determine this aging effect quantitatively, creep rupture experiments have been performed using specimens that were subjected to variable types of T/t annealing (550°-650°C, 330-5000 h). Based on all test results, minimum values for the 1% time-strain limit and creep rupture in the T range of 400-600°C can be given as design curves for 20,000 h.

The minimum creep rates obtained from the creep curves recorded as a function of the experimental stress yield the stress exponent n ($n = \text{Norton}$) for the individual test temperatures. Creep behavior as a function of the test temperature yields the values for the effective activation energy of creeping Q_K .

The influence of a preceding temperature transient up to 800°C ($\leq A_{c1b}$) or 840°C ($> A_{c1b}$) with subsequent creep rupture tests at 500°C and 550°C, respectively, shall be described.

The results obtained for the OPTIFER alloys shall be compared with the results achieved for the Japanese 2% W-containing F82H-mod. alloy.

Résumé

Le comportement de résistance à la rupture et au fluage des alliages martensitiques de faible activation OPTIFER (Rapport final)

On présente une conclusion finale des essais de résistance à la rupture et de fluage effectués sur les alliages de faible activation OPTIFER dans le domaine de température de trempé de 450-700°C. Parallèlement à l'alliage de référence avec 9,5Cr1W-Mn-V-Ta, on considère une variante exempte de W (+Ge) qui présente un comportement d'activation et de désactivation respectivement plus favorable. Les valeurs de résistance plus basses correspondent à des valeurs de ténacité nettement meilleures.

Pour chaque filière de développement, on a étudié plusieurs charges pendant des durées d'utilisation allant jusqu'à 40 000 h, avec de petites variations de la composition chimique. En plus du traitement thermique de référence, avec une température de trempé de 1075°C et une température de revenu de 750°C, on présente l'influence des températures de trempé réduites (jusqu'à 950°C). L'utilisation de longue durée à des températures plus élevées (max. 550°C - 20 000 h) entraîne un effet de vieillissement accompagné d'une baisse des caractéristiques de résistance de l'état traité. Pour déterminer quantitativement cet effet de vieillissement, on a examiné dans l'essai de fluage des échantillons subissant différents revenus T/t (550°-650°, 330-5000h). Sur la base de tous les résultats d'essai, pour le domaine de T de 400-600°C, on peut indiquer des valeurs minima pour la limite d'allongement-temps 1% et la résistance au fluage pour une durée déterminée comme courbes de conception pour 20 000 h.

Les valeurs déterminées à partir des courbes de fluage enregistrées en continu, pour la vitesse de fluage minimale en fonction de la tension expérimentale donnent l'exposant de tension n (selon Norton) correspondant aux différentes températures d'essai. Le comportement de fluage en fonction de la température d'essai donne les valeurs de l'énergie d'activation effective du fluage Q_k .

On décrit l'influence d'un transitoire de température préalable jusqu'à 800°C ($\leq A_{C1b}$) ou jusqu'à 840°C respectivement ($> A_{C1b}$) suivi d'essais de fluage à 500°C et 550°C.

On compare les résultats obtenus pour les alliages OPTIFER avec ceux de l'alliage japonais F82H-mod. à 2% de W.

Resumen

El comportamiento de resistencia a la rotura y a la fluencia de las aleaciones martensíticas de baja activación OPTIFER (informe final)

El informe presenta la conclusión final de los ensayos de resistencia a la rotura y de fluencia realizados sobre las aleaciones de baja activación OPTIFER en el margen de temperaturas de 450-700°C. En paralelo con la aleación de referencia con 9,5 Cr1W-Mn-V-Ta, se estudia una variante exenta de W (+Ge) que presenta un comportamiento de activación y de desactivación respectivamente más favorable. Los valores de resistencia más bajos corresponden a valores de tenacidad claramente mejores.

Varias variantes de cada serie de desarrollo con pequeñas variaciones de la composición química se estudiaron durante tiempos de servicios de hasta 40 000 h. Partiendo del tratamiento térmico de referencia con una temperatura de temple de 1075°C y una temperatura de revenido de 750°C, se estudia la influencia de temperaturas de temple reducidas (hasta 950°C). El empleo de larga duración a temperaturas más elevadas (al máximo 550°C - 20 000 h) tiene como consecuencia un efecto de envejecimiento con disminución de las características de resistencia del estado tratado. Para determinar cuantitativamente el efecto de envejecimiento, se estudiaron probetas en ensayos de resistencia a la rotura con varios revenidos diferentes (550°-650°C, 350-5000 h). Basándose en todos los resultados experimentales, para el margen de temperaturas de 400-600°C pueden indicarse valores mínimos para el límite de alargamiento con el tiempo del 1% y resistencia a la rotura como curvas de concepción para 20 000 h.

Los valores determinados a partir de curvas de fluencia trazadas continuamente para la velocidad de fluencia mínima en función de la tensión experimental dan el exponente de tensión (según Norton) para las diferentes temperaturas de ensayo. El comportamiento de fluencia en función de la temperatura de ensayo da los valores de la energía de activación efectiva de la fluencia Q_k .

Se describe la influencia de un transiente de temperatura inicial hasta 800°C ($\leq A_{C1b}$) y 840°C ($> A_{C1b}$) seguido de ensayos de resistencia a la rotura a 500° y 550°C.

Se comparan los resultados de las aleaciones OPTIFER con los de la aleación japonesa F82H-mod. con 2% de W.

INHALTSVERZEICHNIS

1	Einleitung	1
2	Versuchslegierungen	1
3	Ergebnisse der Zeitstandversuche	3
3.1	Versuche an OPTIFER I-III (1. Serie), Wertetabellen 2-5.....	3
3.2	Versuche an OPTIFER-V-VII (2. Serie), Wertetabelle 6-11.....	5
3.2.1	Einfluss der Vergütungsbehandlung	6
3.3	Vergleich mit F82H-mod. (2%W)	7
3.4	Versuche an OPTIFER-IV (offen erschmolzen)	8
3.4.1	Zeitstandversuche an OPTIFER-IVa, Tabelle 12	8
3.4.2	Untersuchungen an OPTIFER-IVc.....	9
3.5	Kriechverhalten und Aktivierungsenergie des Kriechens	15
3.6	Festlegung der Mindestwerte für $R_{p1\%}$ - und R_m - 550°C - 20 000 h	16
4	Diskussion der Versuchsergebnisse.....	16
5	Literatur.....	19
Anhang A	Bemerkungen zu experimentellen Details	90
Anhang B	Extrapolationsverfahren und Optimierung des c-Wertes im Larson-Miller-Parameter	96

1 Einleitung

Als Strukturwerkstoff für Fusionsreaktoren werden im internationalen Rahmen verschiedene Werkstoffgruppen betrachtet [1]. Neben Vanadiumlegierungen und keramischen Composites (SiC/SiC) kommt kurz- und mittelfristig den martensitischen 8-12% Cr-Stählen eine besondere Bedeutung zu, weil deren Herstellungs- und Verarbeitungstechnologie sowohl für den konventionellen als auch nuklearen Bereich beherrscht wird [2]. Mitte der 80iger Jahre wurde die Forderung gestellt, Werkstoffe zu entwickeln, die unter dem Einfluss der 14 MeV-Neutronenstrahlung möglichst wenig aktiviert werden bzw. ein günstiges Abklingverhalten aufweisen. D.h., dass aktivierte Komponenten nach ihrer Betriebszeit und einem überschaubaren Zeitraum soweit abgeklungen sind, dass sie ohne besondere Schwierigkeiten wieder aufgearbeitet werden können. Für die Gruppe der martensitischen 8-12% Cr-Stähle bedeutete diese Forderung, dass bewährte Legierungselemente mit hoher Langzeitaktivität (z.B. Nb, Mo, Ni, Al) durch andere Legierungselemente substituiert werden mussten mit dem Ziel, das erreichte hohe Festigkeits- und Zähigkeitsniveau möglichst zu erhalten [3] [4] [5]. Im IMF gibt es eine weit zurückreichende Entwicklungslinie zu den martensitischen Stählen, in deren Verlauf optimierte Legierungen für Komponenten des Schnellen Brütters, für die konventionelle Energietechnik und mit MANET (MArtensit für NET) ein potentieller 1. Wand-Werkstoff entwickelt worden waren [6] [7] [8], wie aus der Übersicht in Bild 1 hervorgeht. Auf dem weiteren Entwicklungspfad zu niedrigaktivierenden Legierungen konnte gezeigt werden, dass die Substitution der o.g. radiologisch kritischen Legierungselemente beispielsweise durch Cer, Tantal, Hafnium den grundsätzlichen Charakter der martensitischen 12% Cr-Stähle nicht negativ verändert und dass die Anforderungen in Bezug auf Festigkeit und Zähigkeit erfüllbar sind [5] [9] [10]. Auf der Grundlage neuerer Aktivierungsrechnungen, unter Berücksichtigung sequentieller Reaktionen, wurden für alle unerwünschten Legierungs- und Begleitelemente die maximal zulässigen Obergrenzen bestimmt [11] [12]. In einem weiteren Entwicklungsschritt wurde darauf aufbauend vom IMF im Rahmen des Projektes Kernfusion eine Gruppe martensitischer Stähle entworfen, die unter der Bezeichnung OPTIFER (OPTImierter FERrit) im europäischen longterm-program untersucht und weiterentwickelt wurden [13]. Diese Arbeiten führten zur Spezifikation und Herstellung einer gemeinsamen europäischen Legierung unter der Bezeichnung EUROFER, die als 3,5 to-Charge in verschiedenen Halbzeugabmessungen den europäischen Labors für ihre Versuchsprogramme seit 1999 zur Verfügung steht [14] [15]. Bei den OPTIFER-Legierungen handelt es sich um vollmartensitische Stähle mit 8,5-9,5% Cr und W, Mn, Ta als Substitutionselemente für Mo, Ni, Nb. Bei der Erschmelzung erfolgt der Desoxidationsprozess über Cer statt wie üblich über Aluminium.

Der vorliegende Bericht beschreibt das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten der verschiedenen OPTIFER-Varianten, nachdem zuvor in zwei Arbeiten die charakterisierenden physikalischen und mechanischen Eigenschaften (Umwandlungs-, Härte- und Anlassverhalten, Zugfestigkeits- und Kerbschlagzähigkeitseigenschaften) behandelt wurden [16] [17].

2 Versuchslegierungen

Tabelle 1 umfasst in chronologischer Reihenfolge die bisher hergestellten und untersuchten OPTIFER-Varianten und deren chemische Zusammensetzung. Allerdings ohne die radiolo-

gisch unerwünschten Begleitelemente, die in [16] angegeben und kommentiert werden. Alle Chargen wurden von der Fa. SAARSCHMIEDE (vormals SAARSTAHL bzw. Röchling) hergestellt und als geschmiedete Stäbe angeliefert. Die Vergütungsbehandlungen wurden nach entsprechenden Vorversuchen im IMF durchgeführt.

In einer 1. Serie wurden 4 Varianten konzipiert (OPTIFER-Ia, Ib, II, III) und als 25 kg-Chargen doppelt vakuumerschmolzen. D.h. nach der 1. Erschmelzung im Vakuum-Induktionsofen wurde der Kokillenabguss auf \varnothing 75 mm geschmiedet und auf \varnothing 70 mm abgedreht. Anschließend wird dieser Stab als selbstverzehrende Elektrode im Vakuum-Lichtbogenofen umgeschmolzen. Der dann vorliegende Block von \varnothing 100 mm wurde zu 4-kant 25 mm-Stäben ausgeschmiedet, womit auch die Verformbarkeit dieser Legierungen demonstriert wurde.

Erste Gefügeuntersuchungen nach verschiedenen Wärmebehandlungen ergaben, dass alle Varianten δ -Ferrit-frei waren und metallografisch kein Restaustenit erkennbar war, d.h. erwartungsgemäß und in Übereinstimmung mit dem CrNi-Diagramm sind alle Varianten als vollmartensitisch anzusehen [18].

Bei den Varianten Ia und Ib handelt es sich um 1% W-Chargen, bei denen der Desoxidationsprozess variiert wurde (über Cer bzw. Yttrium). Die Varianten II und III sind W-freie Stähle, die als wesentliche Substitutionselemente Ge [19] bzw. Ta enthalten. Nachdem die Versuchsergebnisse in [16] gezeigt hatten, dass sowohl die Desoxidation über Yttrium (Ib) als auch ein hoher Ta-Gehalt (III) zu unbefriedigenden physikalischen und mechanischen Ergebnissen führten, wurden diese beiden Varianten ausgesondert.

In einer 2. Serie wurden mit OPTIFER-V und VI praktisch 2 Parallelchargen zu OPTIFER-Ia und II hergestellt, allerdings Bor-frei und mit erniedrigtem Ge-Anteil, sowie mit OPTIFER-VII eine Variante mit auf 8,4% abgesenktem Cr-Gehalt.

Parallel zu diesen beiden Serien wurden Chargen mit der Bezeichnung OPTIFER-IV hergestellt. Da die Versuchslegierungen im Hinblick auf möglichst hohe Reinheit an radiologisch unerwünschten Begleitelementen doppelt vakuumerschmolzen werden (SV 4-Verfahren), ist die Materialmenge auf 25 kg beschränkt. Um auch umfangreichere Untersuchungsprogramme mit größerem Materialbedarf (LCF-Versuche, Zugfestigkeits- und Kerbschlagzähigkeitsoptimierungsprogramme) durchzuführen, bei denen die extrem niedrigen Gehalte an unerwünschten Begleitelementen keine wesentliche Rolle spielen, wurden 150 kg-Chargen offen erschmolzen und im Vakuum-Lichtbogenofen umgeschmolzen (SV1-Verfahren). OPTIFER-IVa und IVb sind also Parallelchargen zu OPTIFER-VII mit erniedrigtem Cr-Gehalt (+B), und die 4 OPTIFER-IVc-Chargen sind vergleichbar mit Ia (+Bor) und V (B-frei). Die Untersuchungen an den praktisch identischen 4 Chargen von OPTIFER-IVc geben auch Aufschluss über den Chargeneinfluss auf die verschiedenen Kenngrößen im Rahmen der normalen Analysenschwankungen im Herstellungsprozess.

Die Varianten OPTIFER-VIII-X wurden in Anlehnung an die europäische Großcharge EUROFER spezifiziert und werden insbesondere im Rahmen von Bestrahlungsversuchen zur He-Bildung bei unterschiedlichen B-Gehalten untersucht. Dabei ist die Charge 804 = Xa eine Ausschusscharge, weil eine Unregelmäßigkeit beim Umschmelzprozess zu einem extrem

hohen O₂-Gehalt führte. Trotzdem werden einige Untersuchungen an dieser Charge durchgeführt, um beispielsweise bei Kerbschlagversuchen den negativen Einfluss eines hohen O₂-Gehaltes nochmals aufzuzeigen [17 Bild 11].

3 Ergebnisse der Zeitstandversuche

Die experimentellen Details zur Durchführung der Zeitstandversuche und der vorlaufenden Wärmebehandlungen sind im Anhang A beschrieben.

3.1 Versuche an OPTIFER I-III (1. Serie), Wertetabellen 2-5

Die Zeitstandversuche wurden im Temperaturbereich 450-700°C durchgeführt und decken den Standzeitbereich bis rd. 33 000 h ab. Diese breite experimentelle Abdeckung der maximal vorgesehenen Einsatzbedingungen dieser Legierungen (550°C/20 000 h [20]) sollte vor allem eine Standortbestimmung in Bezug auf die Langzeitfestigkeitseigenschaften sein im Vergleich zum bisher betrachteten 1. Wand-Werkstoff MANET-II [21]. Dieser Vergleich wurde schon in [16] vorgenommen auf der Basis von Standzeitwerten von einigen Tausend Stunden und soll den weiteren detaillierten Ausführungen vorangestellt werden.

Im Bild 2 sind die seinerzeit verfügbaren Daten in Form des Larson-Miller-Parameters als Zeitstand-Hauptkurven vergleichend dargestellt. Die höchsten Zeitstandfestigkeitswerte werden zunächst im unteren T/t-Bereich von der 1.6% Ta-Charge 666 = OPTIFER-III erreicht, die noch über den Werten von MANET-II liegen. Durch die bei dieser Variante beobachtete Rekristallisation kommt es bei $T \geq 600$ zu einem drastischen Abfall der Zeitstandfestigkeit. Die mit Cer desoxidierte W-Variante OPTIFER-Ia (Charge 664) liegt in den Zeitstandfestigkeitswerten im Bereich von MANET-II, scheint aber oberhalb P=25 stabiler zu sein. Die mit Yttrium desoxidierte W-Variante OPTIFER-Ib (Charge 667) ist gegenüber der Charge 664 zu deutlich niedrigeren Zeitstandfestigkeitswerten hin abgesetzt. Die Mittelwertkurve der W-freien Ge-legierten Variante OPTIFER-II (Charge 668) entspricht praktisch der Vorläuferlegierung CeTa [10]. Diese Darstellung zeigt, dass trotz eines massiven Eingriffs in ein bewährtes Legierungssystem mit der OPTIFER-Linie ein hohes Langzeitfestigkeitsniveau gehalten werden kann.

In den Bildern 3a+b sind die aus den Kriechkurven entnommenen Zeiten bis 1% Kriechdehnung und die Standzeiten in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen. Bei 450 und 500°C Prüftemperatur werden mit der 1.6% Ta-Version OPTIFER-III (■) die besten Werte erzielt, jedoch bei 550°C treten erhebliche Streuungen in beiden Kennwerten auf, und ab 600°C ist ein drastischer Abfall gegenüber den anderen Varianten erkennbar. Die Ursache für die Streuungen dürften die nur bei dieser Variante beobachteten zahlreichen Primärkarbide sein, und der Abfall in den Festigkeitswerten hängt mit dem Auftreten einer Sekundärrekristallisation mit Grobkornbildung und Härteabnahme auf $\approx 110\text{HV}_{30}$ zusammen, wie in [16] ausführlich beschrieben wurde.

Bei Versuchszeiten $> 10^4\text{h}$ ist die mit Cer desoxidierte W-Variante OPTIFER-Ia (▲) den übrigen Varianten überlegen. Bei der mit Yttrium desoxidierten W-Variante OPTIFER-Ib (▼) wurde ein erhöhter Al-Gehalt analysiert, der zu einem ungünstigen N/Al-Verhältnis führt, das

nach stöchiometrischer Berechnung ein Stickstoffdefizit ergibt, d.h., der als Legierungselement zugesetzte N-Anteil wird als AlN abgebunden und steht nicht mehr zur Karbonitridbildung zur Verfügung. Damit geht ein erheblicher Festigkeitsverlust einher, wie in einer Arbeit an zahlreichen CrNiMoVNb-Stählen gezeigt wurde [22]. Nach N-(Al-0.52) ergibt sich für

OPTIFER-Ib	N/Al = 62/150 ppm = -16 ppm N ein Defizit
OPTIFER-Ia	= 155/80 ppm = +113 ppm N ein Überschuss
OPTIFER-II	= 159/80 ppm = +117 ppm N ein Überschuss
OPTIFER-III	= 173/100 ppm = +121 ppm N ein Überschuss

Die W-freie, mit Ge-legierte Version OPTIFER-II wurde in 2 Vergütungszuständen untersucht. Die Härteversuche [16] ergaben, dass bei der Referenzhärte­temperatur von 1075°C sich wegen des niedrigen Ta-Gehaltes ein sehr grobes Korn (150 µm) bildet, das zu unakzeptablen Kerbschlag­zähigkeitswerten führte. Da das Härtemaximum schon bei 950°C Austenitisierungstemperatur erreicht wird und das nun sehr feinkörnige Gefüge (28 µm) zu vergleichbar (mit Ia) guten Kerbschlag­zähigkeitswerten führte, wurde dieser Vergütungszustand mit erniedrigter Härte­temperatur parallel mit untersucht. Die Zugversuche ergaben im Prüf­temperaturbereich 400-600 für beide Vergütungszustände praktisch gleiche Festigkeits­kennwerte, so dass noch zu prüfen war, ob der starke Gewinn an Kerbschlag­zähigkeit evtl. mit einem Verlust bei den Langzeitfestigkeits­kennwerten erkauft wird. Aus Bild 3a+b ist ersichtlich, dass die Versuche mit 1075°C Härte­temperatur (●) bis 650°C Prüf­temperatur durchweg zu längeren Zeiten für 1% Dehnung und Standzeit führen als die Proben mit 950° HT (○). Deutlicher geht das aus den Bildern 4a+b hervor, in denen die Werte in Form des Larson-Miller-Parameters als Hauptkurven vergleichend dargestellt sind. Durch die Absenkung der HT von 1075° auf 950°C werden beide Zeitstandfestigkeits­kennwerte um ca. 10% erniedrigt.

Aus den beiden Diagrammen ist auch der zuvor angesprochene drastische Festigkeitsverlust bei der Ta-Charge OPTIFER-III wegen Rekristallisation und die Überlegenheit der W(Ge)-Charge OPTIFER-Ia zu höheren Temperaturen und langen Zeiten hin deutlich sichtbar. Die bei 700°C Prüf­temperatur durchgeführten Versuche sind zusätzlich markiert. Bei dieser hohen Temperatur kommt es teilweise zu erheblichen Veränderungen im Vergütungs­gefüge, weswegen sich die Werte nach dem Larson-Miller-Parameter nicht mehr auf einer Mittelwertkurve einordnen. Dieser Aspekt wird im Anhang B noch näher betrachtet. Die Duktilitäts­kennwerte Bruchdehnung A_u und Brucheinschnürung Z_u sind in den Bildern 5a+b in Ab­hängigkeit von der Versuchszeit aufgetragen. Im Prüf­temperaturbereich 450-550°C werden durchweg relativ hohe Werte erreicht, jedoch ist ab 550°C und besonders bei 600° und 650°C erkennbar, dass die Werte von OPTIFER-Ia und die grobkörnigen Gefüge­zustände von OPTIFER-II und III eine deutliche Abnahme mit zunehmender Standzeit aufweisen. Da­gegen liegen die Werte von OPTIFER-II im feinkörnigen Zustand mit 950° HT weiter auf hohem Niveau.

Die Ab­hängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit von der Versuchsspannung ist ein weiteres wichtiges Auslegungskriterium. Im Vergleich der OPTIFER-Legierungen ergibt sich praktisch eine spiegelbildliche Darstellung von Bild 3b. Eine Bestimmung der daraus resultie-

renden n - und k -Werte nach der Norton'schen Kriechbeziehung wird erst im Kapitel 3.5 mit den Werten der weiteren OPTIFER-Varianten vorgenommen.

Die bisherigen physikalisch-mechanischen Untersuchungen an den 4 OPTIFER-Versionen erlauben folgende vergleichende Aussagen und Bewertungen:

- Eine Desoxidation über Yttrium beim Schmelzprozess der Wolfram-Varianten ist weniger effizient als über Cer, weil ein höherer Rest-Al-Gehalt festgestellt wird. Damit verbunden sind ungünstigere Festigkeits- und Kerbschlagzähigkeitseigenschaften.
- Die Ta-Version (1.6%) bildet beim Erstarren zahlreiche Primärkarbide, die einen Teil des C-Gehaltes abbinden und das Härungsverhalten ungünstig beeinflussen. Damit verbunden ist ein ungünstiges Kerbschlagzähigkeitsverhalten (hohe FATT) sowie frühe Neigung zur Rekristallisation und Grobkornbildung.
- Die besten Kerbschlagzähigkeitswerte werden mit der W(Ce)- und Ge(Ce)-Version erreicht. Sowohl in der Hochlage als auch bezüglich der Temperatur des Steilabfalls (FATT bzw. DBTT) stellen diese beiden OPTIFER-Varianten einen erheblichen Fortschritt gegenüber CeTa und dem konventionellen martensitischen 10.5% Cr-Stahl MANET-II dar.
- Trotz gleicher Kerbschlagzähigkeit weist die W(Ce)-Version (OPTIFER-Ia) gegenüber der Ge(Ce)-Version (OPTIFER-II) deutlich bessere Zug- und Zeitstandfestigkeitswerte auf, die bei $T \geq 550^\circ\text{C}$ noch über den Werten von MANET-II liegen.

3.2 Versuche an OPTIFER-V-VII (2. Serie), Wertetabelle 6-11

In der zweiten OPTIFER-Serie wurde eine 1% W-Version (V) und eine W-freie Version mit erniedrigtem Ge-Gehalt (VI) hergestellt, sowie eine 1% W-Version mit einem auf rd. 8.5% abgesenktem Cr-Gehalt (VII), weil zwischenzeitlich durchgeführte Kerbschlagversuche an der offen erschmolzenen OPTIFER-IVa-Charge hervorragende Kerbschlagzähigkeitswerte ergaben [23]. Diese 3 Varianten wurden im Hinblick auf geringere He-Bildung unter Neutronenbestrahlung B-frei erschmolzen. Nachdem die Versuche an OPTIFER-II aus der ersten Serie und die Zugversuche in [17] zeigten, dass eine Erniedrigung der Härtetemperatur von 1075° auf 950°C mit einer erheblichen Verbesserung des Kerbschlagzähigkeitsverhaltens bei moderatem Festigkeitsverlust verbunden waren, lag das Schwergewicht der Zeitstanduntersuchungen auf Vergütungszuständen mit 950°HT . Ergänzend wurden noch bei OPTIFER-V und VI Versuche mit höheren HT durchgeführt (Tabelle 7, 8, 10).

In den Bildern 6a+b sind die Zeiten für 1% Dehnung und Standzeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung für die 1% W-Version OPTIFER-V aufgetragen. Für den Vergütungszustand mit 950°HT (\blacktriangle) werden als Vergleich, und im Vorgriff auf Kapitel 3.4, die Ergebnisse von OPTIFER-IVc (\bullet) herangezogen, und für 1075°HT werden die Werte von OPTIFER-Ia (\triangle) aus der 1. Serie verwendet.

Bei 450°C Prüftemperatur ordnen sich alle Werte eng auf einer Mittelwertkurve ein, es ist also kein Chargeneinfluss und kein Einfluss der HT erkennbar. Ab 500°C und mit steigender

Prüf­temperatur immer ausgeprägter, ist erkennbar, dass die Proben mit 950° HT (▲●) deutlich kürzere Zeiten erreichen als die Proben mit 1075° HT (▽△). Beim Chargenvergleich erkennt man, dass bei 950° HT die OPTIFER-V-Version (▲) ab 550°C bessere Werte ergibt als die ebenfalls B-freie Version OPTIFER-IVc (●). Beim Zustand mit 1075° HT ist die B-haltige OPTIFER-Ia Version (△) OPTIFER-V überlegen.

Die Ergebnisse der W-freien Version OPTIFER-VI sind in den Bildern 7a+b der Legierung OPTIFER-II aus der 1. Serie gegenübergestellt. Auch hier führt der Vergleich zum gleichen Ergebnis, dass die höhere Härtetemperatur und die B-haltige Version II bessere Zeitstandfestigkeitskennwerte ergeben.

Für die OPTIFER-VII-Version mit dem abgesenkten Cr-Gehalt sind die Versuchswerte in den Bildern 8a+b im Vergleich zur 8.5% Cr-Version IVa und 9.5% Cr-Version V dargestellt. Die Proben von IVa lagen allerdings in einem Vergütungs­zustand mit 900° HT vor, der im Rahmen der Optimierungsarbeiten an dieser Version vorgegeben war [23] und durch die begrenzte Probenzahl waren je Prüf­temperatur nur einige Versuche möglich. Allerdings sind die Unterschiede zwischen den 3 Varianten nicht so ausgeprägt wie bei den Varianten in den Bildern 7+8. Tendenziell werden ab 550°C Prüf­temperatur für die 9,5% Cr-Varianten V längere Zeiten für die beiden Kennwerte erreicht als für OPTIFER-VII, und für die bei 900°C gehärtete Variante IVa kürzere Zeiten.

Übersichtlicher wird der Vergleich der 3 Legierungstypen, wenn man die Werte aus den Bildern 6-8 im Larson-Miller-Parameter zusammenfasst und als Zeitstand-Hauptkurven darstellt. Im Bild 9a sind die Hauptkurven für die 1%-Zeit-Dehngrenze eingezeichnet. Absolut die höchsten Werte werden von der 1%W-Legierung OPTIFER-Ia erreicht (1. Serie), die deutlich über denen der B-freien Vergleichslegierung OPTIFER-V (▲) liegen. Die niedrigsten Werte weisen die W-freien Varianten auf, wobei die B-freie Charge VI (●) deutlich unter der Vergleichslegierung II liegt. Die Kurven von OPTIFER-VII mit dem auf 8.5% erniedrigten Cr-Gehalt und die Vergleichslegierung OPTIFER-IVa mit 900° HT liegen knapp unter der Kurve von OPTIFER-V mit 9.5% Cr. Die gleiche Abstufung ergibt sich aus Bild 9b in Bezug auf die absolute Höhe der Zeitstandfestigkeitskurven.

3.2.1 Einfluss der Vergütungsbehandlung

In den vorangegangenen beiden Kapiteln wurde schon der Einfluss unterschiedlicher Härtetemperaturen aufgezeigt, aber z.T. mussten bei gleicher Legierung die Ergebnisse verschiedener Chargen miteinander verglichen werden. Zur Vertiefung dieser Frage wurden mit Proben der W-Charge OPTIFER-V nicht nur die HT variiert (950°-1030°-1075°C), sondern neben der einfachen Anlassbehandlung 750°2h wurde noch eine doppelte Anlassbehandlung 525°2h+750°2h nach der Härtung bei 950° bzw. 1075°C durchgeführt. Die Glühung bei 525°C verfolgte den Zweck, das Ausscheidungspotential, das bei den Anlassversuchen zu einem Sekundärhärtemaximum führt, [16] [17] auszuschöpfen.

Die Ergebnisse von Versuchen an 5 verschiedenen Vergütungs­zuständen sind im Bild 10 als Zeitstand-Hauptkurven zusammengestellt, deren Primärdaten in den Wertetabellen 6-8 enthalten sind.

Bei der erniedrigten HT von 950°C spielt es praktisch keine Rolle, ob einfach oder doppelt angelassen wurde. Sowohl die Werte für 1% Dehnung (Teilbild a) als auch die Bruchzeiten (b) lassen sich mit relativ geringer Streuung jeweils durch eine Hauptkurve beschreiben. Dagegen werden nach Härtung von 1075°C und doppelter Anlassbehandlung bei gleicher Spannung längere Versuchszeiten erreicht als bei einfacher Anlassbehandlung, insbesondere für die 1%-Zeit-Dehngrenzen-Werte. D.h., die höhere Löslichkeit bei der 1075°C-Austenitisierung führt beim doppelten Anlassen zu einem höheren Ausscheidungspotential mit starkem positiven Einfluss insbesondere auf das Kriechverhalten bis 1%, also im ersten Lebensdauerabschnitt bzw. dem praktisch genutzten Einsatzzeitraum. Diesem Gewinn bei den Festigkeitswerten steht nur ein moderater Verlust bei den Duktilitätskennwerten gegenüber, wie aus den Wertetabellen 7+8 hervorgeht.

Die W-freie Variante OPTIFER-VI wurde ebenfalls in verschiedenen Vergütungszuständen untersucht, allerdings nur mit variiertem Härtetemperatur (950-1075°C) und begrenzter Probenzahl (Tabelle 9+10). Die Werte für 1%-Zeit-Dehngrenze und Standzeit sind im Bild 11a+b als Hauptkurven im Vergleich zur B-haltigen Charge von OPTIFER-II aus der 1. Serie dargestellt. Die schraffierten Bereiche geben den Unterschied in der Versuchsspannung zwischen B-freier und B-haltiger Charge wieder, der bei 1075° HT sehr ausgeprägt ist. Der Einfluss der Härtetemperatur ist beim Übergang von 950° HT (●) auf 1000°C (◐) bzw. 1050°C (⊗) sehr deutlich zugunsten der höheren HT erkennbar, wohingegen die bei 1075°C (○) gehärteten Proben praktisch deckungsgleiche Werte mit den 1050° HT-Proben ergeben.

3.3 Vergleich mit F82H-mod. (2%W)

Parallel zu den Arbeiten an den OPTIFER-Legierungen wurden seit 1995 Untersuchungen an dem japanischen niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod. durchgeführt. Dabei handelt es sich um einen vollmartensitischen 8% Cr - 2% W-Stahl, der von NKK-JAERI als 5 t-Charge hergestellt und in verschiedenen Halbzeugabmessungen als Referenzmaterial für einen round-robin-test im internationalen Rahmen über die IEA zur Verfügung gestellt wurde. Im IMF ist die Charge umfassend untersucht worden [24]. Insbesondere das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten im T-Bereich 450-700°C bis zu Zeiten von rd. 40 000 h [25] [26].

Im Bild 12 a+b werden die Zeitstandhauptkurven für 1%-Dehnung und Standzeit der OPTIFER-Varianten mit 1% W im Vergleich zu F82H-mod. (2% W) dargestellt. Die Kurven für F82H-mod. gelten für den Anlieferungszustand mit 1040° HT und 750°C angelassen, der allerdings eine erhebliche Streubreite der Messwerte aufweist, was durch die feine Schraffur dargestellt ist. Wenn die Härtetemperatur zur Erzielung besserer Kerbschlagzähigkeitswerte auf 1000° bzw. 950°C erniedrigt wird, hat das keinen Einfluss auf die 1%-Zeit-Dehngrenzwerte und die Standzeit, die innerhalb der Streubreite des Anlieferungszustandes liegen [25].

Die Kurven für die OPTIFER-Variante Ia (mit B) für den Referenzzustand mit 1075° HT liegen deutlich über den Kurven für F82H-mod., ebenso die Werte von den offen erschmolzenen 4 Chargen von OPTIFER-IVc (ohne B), die im folgenden Kapitel ausführlich behandelt werden. Die Werte von OPTIFER-V (ohne B) im einfach angelassenen Zustand (●) entsprechen den F82H-mod.-Werten, im doppelt angelassenen Zustand (▲) liegen sie allerdings höher.

Wird nun bei diesen OPTIFER-Varianten die Härtetemperatur wegen besserer Kerbschlagzähigkeitseigenschaften auf 900-1030°C erniedrigt, so ist eine deutliche Abnahme in den Versuchszeiten bzw. Spannungen erkennbar (x und offene Symbole). Die Werte liegen deutlich unterhalb von den F82H-mod.-Kurven bzw. erreichen im besten Falle diese. Das stabilere bzw. unempfindlichere Verhalten von F82H-mod. dürfte teilweise auf den höheren W-Anteil zurückzuführen sein, aber einen ganz wesentlichen Anteil hat die Korngröße. Während bei F82H-mod. sich die mittlere Korngröße zwischen 950 bis 1040° AT von 33µm auf 55µm (Faktor 1.7) verändert, liegt bei den OPTIFER-(W)-Varianten bei 950° HT mit 12-14 µm ein extrem feines Korn und bei 1075° HT mit 45-103µm (Faktor 4-7) ein teilweiser deutlich größeres Korn vor.

Diese Aussagen werden bekräftigt, wenn man Bild 13 a+b betrachtet, in dem die Werte der W-freien Varianten OPTIFER-II und VI im Vergleich zu F82H-mod. dargestellt sind. Absolut liegen alle Kurven der W-freien Chargen unter denen der 2% W-Kurven und auch die Korngröße ändert sich um den Faktor 5-7 bei Änderung der HT von 950-1075°C, im Gegensatz zum Faktor 1.7 bei F82H-mod.

3.4 Versuche an OPTIFER-IV (offen erschmolzen)

Bei den in der Tabelle 1 aufgeführten Chargen OPTIFER-IV a-b-c handelt es sich um 150 kg-Chargen, um primär mehr Versuchsmaterial für breiter angelegte Untersuchungsprogramme zu haben, wie schon im Kapitel 2 ausgeführt, im Gegensatz zu den Entwicklungslegierungen OPTIFER-I-III und V-X mit jeweils 25 kg. OPTIFER-IV a+b wurden in Anlehnung an Ia (1. Serie) spezifiziert jedoch mit einem auf rd. 8.5% abgesenkten Cr-Gehalt und veränderten Mn- und N₂-Gehalten und sind vergleichbar mit der B-freien Entwicklungslegierung OPTIFER-VII (2. Serie). Die 4 Chargen von OPTIFER-IVc wurden ebenfalls in Anlehnung an Ia spezifiziert, jedoch B-frei erschmolzen und sind Parallelchargen zur Entwicklungslegierung OPTIFER-V (2. Serie). Das Material liegt als 4 kt. 40 mm und 4 kt. 65 mm Stäbe vor und wird auch von europäischen Partnern im Fusionsprogramm für Untersuchungen benützt.

3.4.1 Zeitstandversuche an OPTIFER-IVa, Tabelle 12

OPTIFER-IV a+b wurden in erster Linie dazu verwendet, den Einfluss unterschiedlicher Vergütungsbehandlungen auf das Kerbschlagzähigkeitsverhalten und die Zugfestigkeitseigenschaften zu untersuchen (Optimierungsprogramm) [23]. Ergänzend wurden lediglich von IVa zwei vorgegebene Vergütungszustände im Temperaturbereich 500-650°C auf ihr Zeitstandverhalten untersucht. Zustand I hat eine auf nahe Ac_{1e} (855°C) abgesenkte Härtetemperatur von 900° + 750°C AT und ist im Kapitel 3.2 im Vergleich zu OPTIFER-VII schon behandelt worden. Zustand II wurde von 1000°C gehärtet, aber zur Erziehung höherer Zugfestigkeitswerte nur bei 700°C angelassen.

Im Bild 14 sind die Standzeiten als Zeitstand-Hauptkurven im Vergleich zu den OPTIFER-Varianten der 1. Serie und MANET-II eingezeichnet. Im niedrigeren T/t-Bereich (P < 22) werden vor allem mit dem bei nur 700°C angelassenen Zustand (▲) hohe Zeitstandfestigkeitswerte erreicht, jedoch bei langzeitiger Beanspruchung bei ≥ 550°C ist ein markanter Abfall der Zeitstandfestigkeit zu beobachten.

3.4.2 Untersuchungen an OPTIFER-IVc

Von OPTIFER-IV c wurden 4 Chargen gleicher Spezifikation erschmolzen, so dass 600 kg einer Variante in Form von 4 kt. 40 und 4 kt. 65 mm Stäben zur Verfügung standen. Damit konnte auch erstmals der Chargeneinfluss auf verschiedene Kenngrößen als Folge geringer Schwankungen der Legierungselemente innerhalb der Legierungsspezifikation aufgezeigt werden (s. Tabelle 1). Das aus der Schmiedehitze abgelegte und angelieferte Material (mit undefiniertem Gefügestand) wird von Labors bzw. Verwendern nach den jeweiligen Erfordernissen vergütet (Härten und Anlassen). Bei Anwendung von Härtetemperaturen $\geq 1000^\circ\text{C}$ sollte zuvor eine Homogenisierungsglühung bei 950°C (1-2 h) erfolgen, weil insbesondere bei den 4 kt. 65 mm Stäben durch den geringen Verschmiedungsgrad von $\varnothing 100$ zu 4 kt. 65 mm ein ausgeprägtes Schmiedekreuz beobachtet wurde. Wenn nun z.B. die Referenzhärtetemperatur von 1075°C angewendet wird, kommt es zu einem sehr ungleichmäßigen Kornwachstum und unterschiedlichen Härtewerten. Die Austenitisierung bei 950°C bewirkt mit nachfolgenden Härtetemperaturen $\geq 1000^\circ\text{C}$ eine deutliche Homogenisierung in der Gefügeausbildung und Abschreckhärte. Die Ergebnisse der Untersuchungen zum Umwandlungs-, Härte- und Anlassverhalten sowie der Zug- und Kerbschlagversuche sind in [27] ausführlich beschrieben.

In Bezug auf das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten wurden die 4 Chargen umfassend im vergüteten Zustand untersucht. Zur Klärung des Alterungsverhaltens wurden Stabilisierungsglühungen mit unterschiedlichen T/t-Kombinationen durchgeführt und auch die Frage, wie sich kurzzeitige Temperaturerhöhungen auswirken, kann durch die Ergebnisse von entsprechenden Transientenversuchen beantwortet werden.

3.4.2.1 Zeitstandversuche im vergüteten Zustand (Tabelle 13-17)

Im Temperaturbereich $450\text{-}650^\circ\text{C}$ wurden alle 4 Chargen untersucht, da im Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten bei langzeitiger Beanspruchung sich geringe Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung noch am ehesten bemerkbar machen. Einschließlich noch einiger laufender Langzeitversuche ist der Versuchszeitraum bis $\geq 10^4\text{h}$ experimentell abgedeckt.

Für den Referenzzustand mit 1075°C Härtetemperatur sind im Bild 15 a-c die erreichten Versuchszeiten für die 0,2%- und 1%-Zeit-Dehngrenze und die Standzeit in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen. Die Werte der 4 Chargen ergeben für jede Prüftemperatur ein Streuband, dessen untere Begrenzung bei 500° und 550°C durch die Versuche an der Charge 986780 gebildet wird (■). Die Ursache ist das deutlich feinere Korn ($13\ \mu\text{m}$) aufgrund des etwas höheren Ta-Gehaltes von 0.12%. Dass die Streuung bei den Messwerten für 0.2% Kriechdehnung allgemein größer ist, hängt mit dem unterschiedlichen Kriechverlauf der Werkstoffe im Primärbereich zusammen.

Bemerkenswert ist auch, dass die Unterschiede bei der Charge 986778 wegen der Vergütungsbehandlung ohne (○) und mit (●) Homogenisierung im Zeitstandversuch nicht mehr so stark ausfallen wie im Zugversuch [27] und sich beide Zustände gut durch eine Mittelwertkurve, insbesondere die Standzeitwerte, beschreiben lassen.

Im Bild 16 a+b sind die Werte für die 1%-Zeit-Dehngrenze und Standzeit nach dem Larson-Miller-Parameter als Zeitstand-Hauptkurven dargestellt. In dem Parameter $P=T_K(c+\log t)$ wurde für die 1% W-OPTIFER-Varianten anhand der Messwerte der c-Wert optimiert und zu 28 bestimmt (s. Anhang II). Damit wird in der Hauptkurve insbesondere für die 550°- und 600°C-Werte eine gute Passung (Überlappung) erreicht, denn c ist keine Konstante, sondern werkstoff-, temperatur- und zeitabhängig. Bei der 2%-W-Legierung F82H-mod. wurde c zu 33 bestimmt [25] und bei den W-freien 12% Cr-Stählen und OPTIFER-Varianten hat sich $c=25$ als optimal erwiesen. Bei einem Vergleich verschiedener Stähle und Varianten in einem Bild muss als Kompromiss mit einem einheitlichen c-Wert gerechnet werden, wie in den Kapiteln zuvor praktiziert wurde.

Die Werte der 4Chargen bilden ein relativ enges Streuband, das nicht breiter ist als z.B. das aller Werte von verschiedenen Platten einer Charge der Legierung F82H-mod. In beiden Teilbildern ist noch die Hauptkurve für den Vergütungszustand mit der erniedrigten Härte-temperatur von 950°C eingetragen, die an der Charge 986778 ermittelt wurde (Tabelle 17). Ein Vergleich der an OPTIFER-IVc ermittelten Werte mit weiteren OPTIFER-(W)-Varianten erfolgt im Bild 17. Für die Vergütungszustände mit der Referenzhärte-temperatur 1075°C und der erniedrigten HT 950°C ergeben sich über dem LM-Parameter je 2 Streubänder als Einfluss der Legierungsvariation, Korngröße und Anlassbehandlung. Aus dieser Darstellung ist auch deutlich die Einbuße an Festigkeit zugunsten besserer Kerbschlagzähigkeit [27] bei den OPTIFER-(W)-Varianten erkennbar. Die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit sind im Bild 18 in Abhängigkeit von der jeweiligen Versuchsspannung aufgetragen. Wie bei den zuvor behandelten Kennwerten ergibt sich je Prüftemperatur ein Streuband durch die 4 Chargen, in die sich auch die Werte von OPTIFER-Ia und V (□■) gut einordnen. Als Vergleich sind die Mittelwertgeraden von F82H-mod. [25] eingezeichnet, und man kann erkennen, dass die OPTIFER-Werte deutliche niedrigere Kriechraten bei gleicher Spannung aufweisen.

Die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung (A_u) und Brucheinschnürung (Z_u) sind für die beiden wichtigsten Prüftemperaturen 500° und 550°C im Bild 19 in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen, um einen eventuell Duktilitätsverlust bei langzeitiger Beanspruchung zu erkennen. In [24] ist gezeigt worden, dass bei $T \geq 600^\circ\text{C}$ und $t > 10^3\text{h}$ bei W-haltigen Stählen eine deutliche Abnahme der A_u - und Z_u -Werte zu beobachten ist. Bei den OPTIFER-IVc-Chargen sind bis 550°C und 10^4h die beiden Kennwerte praktisch standzeitunabhängig. Als Vergleich zeigt F82H-mod. bei den Bruchdehnungswerten eine klare Tendenz zu abnehmender Duktilität [25]. Dieser Duktilitätsverlust wird bei OPTIFER-IVc erst bei den 600° und 650°C Versuchen beobachtet (Tabellen 13-16). Ob dieser Duktilitätsverlust auch bei 550°C und Standzeiten $> 10^4\text{h}$ auftritt, werden die noch laufenden Langzeitversuche zeigen. Die Ursache ist durch Laves-Phasenbildung aufgrund des W-Anteils erklärbar und deshalb auch die stärker ausgeprägte Tendenz bei F82H-mod. mit 2% W gegenüber 1% W bei OPTIFER.

Auf die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit und die daraus resultierenden n- und k-Werte, sowie auf die Langzeitabhängigkeit der Duktilitätskennwerte wird im Kapitel 3.5 und in der abschließenden Diskussion nochmals eingegangen.

3.4.2.2 Zeitstandversuche mit unterschiedlichen Stabilisierungsglühungen (Alterung) (Tabelle 18-21)

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 Gefügestand 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 [28], der später durch eine Arbeit von Larson-Miller zur Beschreibung des Zeitstandfestigkeitsverhaltens bekannter wurde. Als max. Auslegungsdaten für ein Blanketmodul sind z.Zt. 550°C und 20 000 h vorgegeben [20]. Dies entspricht nach der Hollomon-Jaffe Beziehung einem Wert von $P = 18,36$. Um diesen T/t-Bereich abzudecken, wurde bisher Versuchsmaterial im vergüteten Zustand zusätzlich bei 550°C-5000 h bzw. 600°C-5000 h gegläht. Diese beiden Glühungen entsprechen $P = 17,86$ bzw. 18,94, wie aus der schematischen Darstellung im Bild 20 hervorgeht. Im Rahmen der Untersuchungen an OPTIFER-IVc stand genügend Versuchsmaterial zur Verfügung, um auch weitere T/t-Kombinationen von Stabilisierungsglühungen zu untersuchen. So wurden ergänzend zur 600°C-5000 h-Glühung mit gleichem P-Wert 2 höhere Temperaturen (625°C + 650°C) mit kürzeren Zeiten (1250 g bzw. 330 h) gewählt, um zu zeigen, inwieweit sich die Glühtemperatur zugunsten kürzerer Glühzeit erhöhen lässt. Desweiteren wurden mit 580°C-3300 h und 600°C-1050 h zwei T/t-Kombinationen gewählt, die punktgenau der vorgesehenen maximalen Beanspruchung ($= 550°C-20\ 000\ h \triangleq P=18,36$) entspricht. Die folgende Zusammenstellung gibt eine Übersicht über die durchgeführten Wärmebehandlungen und nachfolgenden Untersuchungen, die auch in [27 b] beschrieben sind.

	Zustand:				
	geh. + angel. + gegläht	$P^x)$	Zugvers. [27 b]	Zeitst.Vers.	ISO-V-Vers. [27 b, c]
1)	1075°+750° +550°5000 h	17,86	x	x	x
2)	" +580°3300 h	18,36 ^{xx)}	-	x	x
3)	" +600°1050 h	18,36	-	x	x
4)	" +600°5000 h	18,94	x	x	x
5)	" +625°1250 h	18,94	-	-	x
6)	" +650°330 h	18,94	x	x	x
7)	" +625°5000 h	19,49	x	x	x
8)	950°+750° +550°5000 h	17,86	x	x	x
9)	" +600°5000 h	18,94	x	x	x
10)	" +625°5000 h	19,49	-	-	nur RT
^{x)} $P = T_K(18 + \log t)$ Hollomon-Jaffe [28] ^{xx)} $\triangleq 550^\circ-20\ 000\ h$					

Wie ersichtlich, wurden Zeitstandversuche an fast allen T/t-Kombinationen durchgeführt. Schon die Zugversuche ergaben z.T. nur geringe Änderungen der mechanischen Kennwerte, so dass nur für die Kerbschlagversuche (ISO-V) der gesamte Parameter-Bereich experimentell abgedeckt wurde [27]. Auch für den Vergütungszustand mit der erniedrigten Härte-temperatur von 950°C (Nr. 8-10) wurden die Zug- und Zeitstandversuche auf 2 T/t-Kombinationen beschränkt, die den maximalen Beanspruchungsbereich mit $P=18,36$ überdecken.

Vorab ist zu bemerken, dass der Einfluss der verschiedenen Stabilisierungsglühungen auf die Zeitstand-Kennwerte nicht markant ist, d.h. dieser Stahltyp ist in Bezug auf das Zeitstandverhalten sehr alterungsbeständig. In der Darstellung als Larson-Miller-Hauptkurve ordnen sich z.B. die Werte aller Zustände für 1%-Kriechdehnung und Standzeit in die Streubänder der 4 Chargen von OPTIFER-IVc ein, wie im Bild 16 dargestellt, und ergäbe wegen der vielen Messpunkte ein wenig aufschlussreiches Bild (Tabellen 18-21). Deshalb sind zunächst in der σ -t-Darstellung, für jede Prüftemperatur separat, die Werte für 1%-Kriechdehnung und Standzeit in den Bildern 21 a+b dargestellt im Vergleich zum Vergütungszustand mit 1075° HT (○●).

Zunächst erkennt man, dass alle Stabilisierungsglühungen die Zeit bis zum Erreichen von 1% Dehnung und Bruch verkürzen, aber auch die Tendenz besteht, dass zu längeren Versuchszeiten hin ($\geq 10^4$ h) dieser Effekt schwächer wird. Am stärksten ausgeprägt ist der standzeitverkürzende Effekt bei den T/t-Kombinationen mit den hohen P-Werten von 18,94-19,49. Dagegen nähern sich die Werte der beiden Zustände mit $P = 18,36$ (⊗x) (\triangle 550°C-20000 h) dem Wertestreuband des Vergütungszustandes der gleichen Charge an. Dies wird beispielhaft im Bild 22 demonstriert, in dem die 550°C-Versuche mit stärker gespreizten σ -t-Skalen aufgetragen sind.

Das schraffierte Band enthält jeweils die Werte der 4 Chargen für 1% Kriechdehnung bzw. Standzeiten für den vergüteten Zustand. Die Kurven für die geglühten Zustände sind mit steigenden P-Werten deutlich erkennbar zu niedrigeren Spannungen (d.h. kürzeren Versuchszeiten) verschoben. Ebenso klar erkennbar ist, dass die beiden Zustände mit der Glühung, die der maximalen Einsatzbeanspruchung entspricht ($P=18,36$ - - -), nur um 10% unter den schraffierten Bereichen liegt.

Diese Aussagen gelten in gleicher Weise auch für die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{P_{min}}$, wie aus dem Bild 23 ersichtlich ist. Dieser Kennwert liegt für die geglühten Zustände bei 450° und 500°C Prüftemperatur durchweg um 10-20% (bezogen auf die Prüfspannung) unter den Werten des vergüteten Zustandes. Bei 550° und 600°C Prüftemperatur besteht die Tendenz einer Annäherung der Geraden für die Spannungsabhängigkeit von $\dot{\epsilon}_{P_{min}}$, insbesondere der Werte mit den betriebsrelevanten Glühungen (x⊗).

Aus den Bildern 22 + 23 kann auch abgeleitet werden, dass die Glühzeit nicht beliebig durch Erhöhung der Glüh-temperatur verkürzt werden kann, sondern auf max. 600°C begrenzt werden sollte (550°/20 000 h = 580°/3300 oder 600°/1050 h)

Beim Vergütungszustand mit der abgesenkten HT von 950°C wurden nur 2 T/t-Kombinationen (550°C-5000 h und 600°C-5000 h) untersucht. Die Werte für 1%-

Kriechdehnung und Standzeit sind im Bild 24 a+b als Larson-Miller-Kurven dargestellt. Während die Standzeitwerte der geglühten Proben fast dehnungsgleiche Werte mit dem Referenzzustand ergeben, ist die Streuung bei den 1%-Dehnungswerten etwas größer, aber mit der deutlichen Tendenz, dass zu niedrigeren Versuchsspannungen hin das Zeitstand- bzw. Kriechverhalten positiv durch die Stabilisierungsglühung beeinflusst wird. Diese Aussage wird gestützt durch Bild 25, in dem die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit vergleichend aufgetragen sind. Bei 550°C Prüftemperatur sind die Werte der 3 Zustände praktisch deckungsgleich, und bei 600°C werden sogar etwas niedrigere Kriechraten gemessen (s.a. Tabelle 17).

Die metallografischen Befunde der verschiedenen Alterungszustände geben keinen Hinweis auf gravierende Gefügeänderungen im Vergleich zu den Ausgangszuständen mit 1075° bzw. 950°C Härtetemperatur (Bilder 26-28). Lichtmikroskopisch sind keine Veränderungen erkennbar. Lediglich die Härtewerte werden durch Glühungen bei 580°C (3300 h) bzw. 600°C (1050 h) um 10 Einheiten erhöht (Bild 26 c+d), d.h. es wird ein zusätzliches Ausscheidungspotenzial ausgeschöpft. Längere Glühzeiten bei 600°C (5000 h) bzw. Glühungen bei höheren Temperaturen bis 650°C ergeben Härtewerte, die exakt denen des Ausgangszustandes entsprechen (Bild 27 a-d). Bei den 3 Zuständen mit 950° HT sind die Unterschiede in den Härtewerten minimal (Bild 28 a-c).

3.4.2.3 Zeitstandversuche mit vorlaufender Temperaturtransiente

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 (Ac_{1b} -Punkt), der für OPTIFER-IVc bei 810°C liegt, wird je nach Einwirkungszeit eine Anlasswirkung haben und das ursprünglich eingestellte Festigkeitsniveau herabsetzen.

Über Ac_{1b} hinaus bildet sich T/t-abhängig Austenit. 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°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 [27] [29].

Um den Einfluss einer T-Transiente auf das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten zu quantifizieren, wurden Proben in der Zeitstandprüfanlage ohne Belastung rasch aufgeheizt und durch Abschalten der Ofenheizung wieder rasch abgekühlt bis auf die vorgesehene Prüftemperatur. Dies wird in der halbschematischen Darstellung im Bild 29 veranschaulicht. In der Versuchsführung I erfolgte der schnellste Durchlauf des T-Bereiches 750°-800°-750°C in 4-5,5 min. In der Serie II verlief die Aufheizung und Abkühlung etwas langsamer, so dass die Durchlaufzeit oberhalb der Anlasstemperatur von 750°C 14-44 min betrug. Bei der Serie III erfolgte die Aufheizung bis in den α - γ -Bereich, so dass eine teilweise Umwandlung erfolgte und im nachfolgenden Zeitstandversuch neben dem Vergütungsgefüge ein nicht bekannter Anteil unterkühlten Austenits vorlag, der nach Versuchsende bei Abkühlung auf RT zu Martensit umwandelt.

Nach dem Temperatúrausgleich bei der vorgesehenen Prüftemperatur von 500° bzw. 550°C (≈ 2 h) wurden die Zeitstandversuche angefahren. In den Tabellen 22+23 sind die ermittelten Kennwerte der Transienten-Versuche mit den Vergleichsversuchen ohne vorlaufende T-Transiente (aus Tab. 13+14) zusammengestellt.

Die Zeiten bis 1% Kriechdehnung und Bruch sind im Bild 30 in Abhängigkeit von der Versuchsspannung aufgetragen. Die T-Transiente bis 800°C mit schneller Durchlaufzeit von $T > 750^\circ\text{C}$ hat praktisch keinen negativen Einfluss auf die beiden Kennwerte, erst die Versuchsreihe II mit den längeren Durchlaufzeiten von 14-44 min ergibt eine deutliche Verkürzung der Versuchszeiten und bezogen auf die Versuchsspannung eine Abnahme von ca. 10% (Bild 30a), wobei der Effekt bei 550°C Prüftemperatur etwas ausgeprägter ist als bei 500°C (w.g. Anlasswirkung).

Wesentlich stärker ist der Einfluss einer T-Transiente bis 840°C mit Durchlaufzeiten von 6-7 min im α - γ -Gebiet (Bild 30b). In diesem Fall ist bei 500°C Prüftemperatur der Effekt stärker ausgeprägt als bei 550°C, wo es zu langen Versuchszeiten hin ($> 10^4$ h) zu einer Angleichung der Kurven kommt (w.g. Austenitanteil).

Die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ werden im Fall der T-Transiente bis 800°C praktisch nicht beeinflusst und liegen im Rahmen der normalen Streuung dieses Kennwertes. Im Fall III mit der T-Transiente bis 840°C ist der Effekt sehr ausgeprägt, und es ergibt sich ein Bild spiegelbildlich zur Darstellung in Bild 30b.

Die Aussagen zur stärkeren Beeinflussung der Kennwerte, wenn die T-Transiente über A_{c1b} hinausgeht, stimmen gut überein mit früheren Versuchen an der japanischen Version F82H-mod. und den beiden konventionellen martensitischen 10% Cr-Stählen MANET II und 1.4914, wie aus Bild 31 hervorgeht [21] [25] [30].

Völlig anders ist die Situation, wenn ein Temperaturanstieg langfristig auf den vergüteten Werkstoff einwirkt und unter Spannung beschleunigtes Kriechen auftritt. Dieser Fall wurde durch Zeitstandversuche im Temperaturbereich 650-925°C am Stahl 1.4914 untersucht [30]. Im Bild 32 sind die wesentlichen Ergebnisse aus dieser Arbeit zusammengestellt. Die Standzeit und die Zeit bis 1% Kriechdehnung werden mit steigender Prüftemperatur bis 775° ($=A_{c1b}$) erwartungsgemäß wegen der zusätzlichen Anlasswirkung stark verkürzt und die Werte für die minimale Kriechgeschwindigkeit ebenso deutlich erhöht (Bild a-c). Bei weiterer Erhöhung der Prüftemperatur werden bis 850°C mit steigendem Austenitanteil wieder längere Zeiten und kleinere Kriechgeschwindigkeiten gemessen. Dies ist auf die geringere Anzahl von Gleitebenen im kfz-Gitter zurückzuführen. Oberhalb 850°C dominiert wieder die höhere Temperatur das Kriechverhalten. Analog verhalten sich die Bruchdehnungs- und einschnürungswerte als Folge der unterschiedlichen Gefügestruktur und Prüftemperatur (Bild d), ab 775°C werden diese Duktilitätskennwerte mit zunehmendem Austenitanteil zunächst kleiner und erreichen nach Überschreiten von A_{c1e} (Umwandlungsende) das Niveau vor Umwandlungsbeginn.

3.5 Kriechverhalten und Aktivierungsenergie des Kriechens

Die kontinuierliche Aufzeichnung des Kriechverlaufes erlaubt eine exakte Bestimmung der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{pmin}$, 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 ($\log \dot{\epsilon}_{pmin} \rightarrow \log \sigma_o$) 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 [31].

Für die OPTIFER-(W)-Chargen wurde der Spannungsexponent n aus der Neigung der unteren Streubandbegrenzung in dem Bild 18 bestimmt. Für die W -freien OPTIFER-Chargen wurde das Schaubild 33 verwendet. Die ermittelten n -Werte und die daraus resultierenden k -Werte sind in der Tabelle 24 zusammengestellt im Vergleich zu den Werten des japanischen Stahles F82H-mod. [25]. Mit angegeben ist der jeweils experimentell abgedeckte Spannungsbereich, für den die Werte zunächst gelten. Denn insbesondere bei höheren Temperaturen und/oder langen Versuchszeiten kann es aufgrund struktureller Änderungen zu einer Abknickung der $\dot{\epsilon} - \sigma$ -Geraden kommen und somit zu einer Änderung des Spannungsexponenten n , wie es beispielhaft für 650°C und F82H-mod. angegeben ist und schon mehrfach beobachtet wurde [21].

Die vorliegenden umfangreichen Daten zum Kriechverhalten erlauben auch die Bestimmung der effektiven Aktivierungsenergie des Kriechens. Wenn man in den Darstellungen $\dot{\epsilon}_{pmin} \rightarrow \sigma$ bei einer oder mehreren Spannungen einen Schnitt legt, erhält man Kriechgeschwindigkeitswerte mehrerer Prüftemperaturen. Durch die Auftragung $\dot{\epsilon}_{pmin}$ gegen $1/T$ ergibt sich aus der Neigung der jeweiligen Geraden die effektive Aktivierungsenergie des Kriechens über $Q_K = 4,56 \Delta \log \dot{\epsilon} / \Delta 1/T$ [32].

Als Mittelwert aus mehreren Spannungsschnitten ergaben sich die in der folgenden Tabelle zusammengestellten Werte im Vergleich zu F82H-mod. und zwei konventionellen martensitischen Stählen [6] [8] [21] [24].

Aktivierungsenergie des Kriechens [Q_K] (Referenzzustände)			
OPTIFER (W)	160 kcal/mol	-	671 kJ/mol (T=450-650°)
OPTIFER (Ge)	101 kcal/mol	-	423 kJ/mol (T=450-650°)
F82H-mod.	149 kcal/mol	-	625 kJ/mol (T=450-700°)
MANET-II	127 kcal/mol	-	532 kJ/mol (T=450-700°)
1.4914	110 kcal/mol	-	461 kJ/mol (T=500-700°)

3.6 Festlegung der Mindestwerte für $R_{p1\%}$ - und R_m - 550°C - 20 000 h

Beim derzeitigen Stand der ITER-Planung wird als maximale Beanspruchung des 1. Wandwerkstoffes 550°C und 20 000 h zu Grunde gelegt [20]. Für diesen T/t-Bereich ist das Zeitstandverhalten maßgebend und begrenzend für den Ausleger. Fasst man alle Zeitstandversuchswerte mehrerer Chargen einer Variante und Vergütungsbehandlung zusammen, so bilden sich Streubänder, deren untere Begrenzung die Mindestwerte ergeben (s. Kapitel 3.1 - 3.4.2.1). Wenn die Glühversuche zur Bestimmung des Alterungsverhaltens einen witeren festigkeitsmindernden Einfluss haben (s. Kapitel 3.4.2.2) verschiebt sich die Untergrenze zu kleineren Werten. Die so erhaltenen Werte für 1% Kriechdehnung und Standzeit sind im Bild 34 für die OPTIFER (W)-Variante für den Referenzzustand mit 1075°C Härtetemperatur und für den Zustand mit der abgesenkten HT von 950°C als Auslegungskurven dargestellt. In gleicher Weise enthält Bild 35 die Kurven für die W-freie Variante OPTIFER (Ge). Die Gegenüberstellung der beiden Varianten in den Bildern 36 a+b verdeutlicht den starken festigkeitssteigernden Einfluss von 1% Wolfram.

In der Tabelle 25 sind die ermittelten Mindestwerte zusammengestellt, mit den Werten für den japanischen 2% W-Stahl F82H-mod. als Vergleich [25]. Die OPTIFER-1% W-Variante hat im Referenzzustand mit 1075° HT deutlich höhere Zeitstandfestigkeitswerte und 1% Zeit-Dehngrenzwerte. Der Vergütungszustand mit der erniedrigten Härtetemperatur von 950°C (zur Erzielung besserer Zähigkeitswerte) hat lediglich noch bei 400° und 450°C etwas höhere Zeitstandfestigkeitswerte.

Für die europäische Referenzlegierung EUROFER können noch keine belastbaren Werte angegeben werden. Beim derzeitigen Stand der lfd. Versuche (bis 10⁴h) zeichnet sich als vorläufiges Ergebnis ab, dass die EUROFER-Werte zwischen den Werten von OPTIFER (W) und F82H-mod. liegen [33].

4 Diskussion der Versuchsergebnisse

Die umfangreichen Zeitstandversuche an den verschiedenen Varianten der OPTIFER-Entwicklungslinie zeigen, dass der Verzicht auf die Legierungselemente Nb, Ni, Mo aus radiologischen Gründen und Substitution durch Ta, W, Ge keine gravierende Abnahme der Zeitstandfestigkeitskennwerte zur Folge hat ($\approx 10-15\%$), aber mit einer deutlichen Verbesserung der Kerbschlagzähigkeitswerte verbunden ist. Diese insgesamt positive Aussage in bezug auf die mechanischen Eigenschaften ist aber nicht nur auf die Substitution zurückzuführen, sondern insbesondere auf die Optimierung innerhalb der Richtanalyse.

- So kommt dem Verhältnis Stickstoff/Aluminium eine besondere Rolle zu [22], weil erst ein genügende hoher Anteil an freiem Stickstoff für die Nitrid- und Karbonitridbildung zur Verfügung steht, deren Vorhandensein insbesondere bei Langzeitbeanspruchung zur Strukturstabilität beiträgt.
- Die Absenkung des Kohlenstoffgehaltes zur Verbesserung der Spannungsrissskorrosion kann in gewissen Grenzen durch Erhöhung des N-Gehaltes kompensiert werden. Es

konnte gezeigt werden, dass für gleiche Kurzzeitfestigkeitswerte Kohlenstoff im Verhältnis 1:3, aber für gleiche Langzeitfestigkeitswerte ein Verhältnis 1:1 ausreicht [3] Bild 37.

- Bei Wolfram als Substitutionselement sind einige Einschränkungen zu machen. In bezug auf die Aktivierung ergaben die Rechnungen ein verzögertes Abklingverhalten bis zum Erreichen des Handhabungsniveaus (Hands-on-level) [17] [34]. Bei $T \geq 550^\circ\text{C}$ wird Laves-Phasenbildung beobachtet, die zu einem Duktilitätsverlust führt, der sich in deutlich abnehmenden Bruchdehnung- und Brucheinschnürungswerten äußert (Bild 38). Die Verbesserung der Zeitstandfestigkeit wurde bisher überschätzt und ist nicht so stark wie erwartet [35], wie auch die neueren Arbeiten an den konventionellen martensitischen Stählen zeigen [36] und alte VDEh-Erfahrungen bestätigen [37]. Dies kommt auch z.T. deutlich im vorliegenden FZKA-Bericht beim Vergleich der OPTIFER-1%W-Varianten mit F82H-mod. (2% W) zum Ausdruck. Ein völliger Verzicht auf W ist allerdings mit einer deutlichen Abnahme der Zeitstandfestigkeitskennwerte verbunden, wie der Vergleich von OPTIFER-(W) mit OPTIFER-(Ge) zeigt.
- Die erwartete Kornfeinung durch Ge konnte nicht beobachtet werden und als Substitution für Si, als nächst höheres Homologes im periodischen System, konnte bei den mechanischen Eigenschaften kein Einfluss erkannt werden [38].
- Wesentlichen Anteil an dem hohen Niveau der Zeitstandfestigkeit hat allerdings auch der Cr-Gehalt. Die festigkeitssteigernde Wirkung ist unstrittig. Allerdings hat eine restriktive Handhabung des Schaeffler-Diagrammes bei der amerikanischen und japanischen Legierungsentwicklung zu einer Absenkung des Cr-Gehaltes auf 8 - 9% geführt, um δ -Ferrit zu vermeiden; obwohl der Verlust an Oxidationsbeständigkeit bei der Absenkung von 11% auf 8% eklatant ist. Dieser schon als historische Fehlentwicklung zu bezeichnende Trend kehrt sich aber mittlerweile bei den konventionellen Cr-Stählen um, denn für Einsatztemperaturen $\geq 600^\circ\text{C}$ werden auch Stähle mit bis zu 12% Cr erprobt [36]. Anteil haben auch verbesserte Herstellungsverfahren, wie Vakuumerschmelzung oder Schlackeum-schmelzverfahren, sowie eine bessere Abstimmung der Legierungselemente, so dass Cr-Gehalte bis 11% durchaus für δ -Ferrit-freie Stähle sorgen [39]. Auch konnte gezeigt werden, dass im Schaeffler-Schneider-CrNi-Diagramm, das ja kein Gleichgewichtsdigramm ist, unter Einschluss der MANET- und OPTIFER-Legierungen, der martensitische Bereich im Cr-Äquivalent durchaus für Legierungen mit bis zu 10,8% Cr erweiterbar ist (Bild 39) [18]. Gegen eine Absenkung des Cr-Gehaltes auf Werte $<9,5\%$ spricht auch, dass bei Glühungen im Bereich $800-900^\circ\text{C}$ der Werkstoff 2-phasig wird und sich α -Ferrit bildet. Untersuchungen an den in diesem Bericht behandelten Stählen zeigen klar den steigenden Anteil an α -Ferrit mit abnehmenden Cr-Gehalt [40], wie die Zusammenstellung in der Fußleiste von Bild 40 ausweist. Diese Befunde stehen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Irvine et al. [41], wie aus den Diagrammen 1a+b im Bild 40 ersichtlich ist. Danach gibt es im System Fe-Cr-C sowohl für den Cr- als auch C-Gehalt ein Minimum der α -F-Bildung. Daraus erklärt sich, dass F82H-mod. den höchsten α -F-Anteil hat, denn sowohl im Cr- als auch im C-Gehalt liegt dieser Stahl unter den aufgeführten Stählen. (Das von Irvine et al. verwendete Diagramm 1a entstammt als Original einer Arbeit von Tofaute-Sponheuer-Bennek [42]).

- In Bezug auf die radiologisch unerwünschten Begleitelemente sind im Laufe der OPTIFER-Entwicklungslinie bis zu EUROFER auf dem metallurgischen Sektor erhebliche Fortschritte erreicht worden; so ist z.B. eines der kritischsten Begleitelemente (Nb) vom 100 ppm-Niveau auf 1-5 ppm reduziert worden. Beim derzeitigen Stand der Metallurgie sind die vorliegenden realen Legierungen aus radiologischer Sicht noch nicht als niedrig-aktivierende (LA = Low Activation), sondern als reduziertaktivierende (RAFM = Reduced Activation Ferritic Martensitic) Stähle zu betrachten [14], [43], [44]. Die zuvor gemachten Aussagen sind im Laufe der Entwicklungslinie der OPTIFER-Legierungen und der Arbeiten an F82H-mod. z.T. gewonnen bzw. eingeflossen. Das erklärt auch die relativ breiten Streubänder für die Zeitstandfestigkeit und 1%-Zeit-Dehngrenze der OPTIFER (W)-Legierungen (Bild 18), die auch B-freie und Varianten mit erniedrigtem Cr-Gehalt umfassen. Wesentlich enger ist das Streuband, wenn nach gleicher Spezifikation erschmolzen wird, wie anhand der 4 analysengleichen Chargen von OPTIFER-IVc gezeigt wird. Dabei ist die Frage des Cr-Gehaltes in Bezug auf das Zeitstandfestigkeitsverhalten eindeutig. Schon bei den OPTIFER-Varianten IVa+b und VII mit 8,1-8,5% Cr wird ein ungünstigeres Zeitstandfestigkeitsverhalten beobachtet im Vergleich zu OPTIFER mit 9,1-9,5% Cr. Wesentlich ausgeprägter ist die niedrigere Zeitstandfestigkeit beim Vergleich OPTIFER (W) mit F82H-mod. (7,6-7,8% Cr), obwohl diese noch 2% W aufweist. Dazu passt auch der bisherige Stand der Untersuchungen an EUROFER mit 8,8-8,9% Cr, deren Ergebnisse am unteren Streuband von OPTIFER (W) liegen [15] [33].
- In Bezug auf die Härtetemperatur ergibt sich eine eindeutige Präferenz für 1075°C, wenn das Ziel optimales Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten ist. Eine Absenkung der HT auf 950°C z.B. ergibt wegen der sich einstellenden kleineren Austenitkorngröße ein deutlich verbessertes Kerbschlagzähigkeitsverhalten mit einer deutlichen Verschiebung der DBTT und FATT zu tieferen Temperaturen [27], aber wie aus Bild 17 ersichtlich, ist damit eine erhebliche Abnahme der Zeitstandfestigkeitswerte und auch der Zugfestigkeitskennwerte [27] verbunden. Dagegen zeigt sich beim Stahl F82H-mod. mit 2% W kein Einfluss der Härtetemperatur auf die genannten Festigkeitswerte, bzw. geringe Unterschiede liegen innerhalb des deutlich größeren Streubereiches des vergüteten Anlieferungszustandes [24] [25].
- Das Alterungsverhalten der OPTIFER-Legierungen und der japanischen Charge von F82H-mod. ist als sehr gut zu bezeichnen und wird durch die lfd. Untersuchungen an EUROFER bestätigt. Selbst langzeitige Glühungen bei 600°C haben keine gravierende Änderungen des Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhaltens zur Folge. In der Literatur wird zwar ein Alterungseinfluss bei 12% Cr-Stählen erwähnt und deutliche Gefügeänderungen nach Langzeitbeanspruchung bei 550°C beschrieben, jedoch sind diese Stähle, z.B. vom Typ X20CrMoV 12 1, durch den hohen C-Gehalt, fehlendem Nb-Gehalt und nicht ausreichendem freien N-Gehalt alterungsanfälliger, weil z.B. die Neigung zur $M_{23}C_6$ -Vergrößerung und Veränderung ausgeprägter ist [45].
- Wichtig für die Ausleger von Komponenten ist, ob in dem vorgesehenen T/t-Einsatzbereich sich das Kriechverhalten wegen struktureller Änderungen ändert; dargestellt durch die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{p\min}$ in Abhängigkeit von der Versuchsspannung. Daraus resultiert der Spannungsexponent n (nach Norton) [31]. Die OPTIFER-Varianten zeigen bei 550°C bis 20 000 h und bei 600°C bis 30 000 h, auch unter Ein-

schluss der geglühten Proben, keine Änderung des Spannungsexponenten. Erst bei 650°C kommt es im untersuchten Spannungsbereich zu einer Änderung des Spannungsexponenten, wie deutlich am Beispiel von F82H-mod. gezeigt wurde (Tabelle 24) und wie es bei dem unstabilierten Stahl X20CrMoV 12 1 schon bei 600°C beobachtet wird [45], wo sich der Spannungsexponent von $n=13$ (im oberen σ -Bereich) auf $n=6,6$ (im unteren σ -Bereich) ändert.

- Die Ausleger-Forderung für die Zeitstandfestigkeit - 550° - 20 000 h > 100 MPa - werden von OPTIFER (W) und auch OPTIFER (Ge) erfüllt [33]

Danksagung

Die Autoren danken den Herren Graf und Zimmermann für die metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen und Frau Thun für die Herstellung des Manuskriptes als FZKA-Bericht. Die chemischen Analysen zur Kontrolle und Ergänzung der Herstellungangaben wurden von der chemischen Analytik des IMF I, Frau Dr. Adelhelm, durchgeführt.

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; "Structural Materials Assessment", FZKA 6332, August 1999
- [2] K. Ehrlich, D.R. Harries, A. Möslang (Editors); "Characterization and Assessment of Ferritic/Martensitic Steels", FZKA 5626, 1996
- [3] K. Ehrlich; "Die Entwicklung niedrigaktivierender ferritisch-martensitischer Stähle für Fusionsreaktoren". Nachrichten Forschungszentrum Karlsruhe, Jahrgang 29 - 1/97, S. 43-50
- [4] U. Colombo, A. Jaumotte, E. Kennedy, C. Lopez-Martinez, M. Popp, C. Reece, H. Schopper, E. Spitz, F. Troyon; "Report of the Fusion Programme Evaluation Board prepared for the Commission of the European Communities", July 1990
- [5] Proceeding of the IEA workshops 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

- [6] M. Schirra; "Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.-Nr. 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt". KfK 3640, August 1984
- [7] M. Schirra, K. Ehrlich; "Development of a High-Strength Martensitic CrNiMoVNb steel with 10,5% Cr und 0,11% C (OPTIMAR-Type)". Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation, San Sebastian, E, April 27-29, 1998, Conf. Preprints, S. 1-10
- [8] M. Schirra, P. Graf, S. Hegér, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann; "MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften". KfK 5177, Mai 1993
- [9] E. Dequidt, J. Arroyo, M. Schirra; "The Mechanical Behaviour of Newly Designed Low Activation High Chromium Martensitic Steels". Journal of Nuclear Materials 179 (1991) 659-662
- [10] K. Anderko, K. Ehrlich, L. Schäfer, M. Schirra; "Ceta, ein Entwicklungsschritt zu einem schwach aktivierbaren martensitischen Stahl". KfK 5060, Juni 1993
- [11] S. Cierjacks, Y. Hino; "The Importance of Sequential (x, n) Reactions on Element Activation of Fusion Reactor Materials". Journal of Nuclear Materials 170 (1990) S. 134-139
- [12] K. Ehrlich, S. Cierjacks, S. Kelzenberg, A. Möslang; "The development of structural materials for reduced long-term activation". 17th Intern. Symposium, Sun Valley - Idaho, USA, June 20-23, 1994, to be published in ASTM-STP 1270
- [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, 27.9.-1.10.93, Journal of Nuclear Materials 212-215 (1994) S. 678-683
- [14] R. Lindau, M. Schirra; "First Results on the Characterisation of the Reduced-Activation-Ferritic-Martensitic Steel EUROFER". SOFT 21, 11.-15. Sept., Madrid - Spanien
- [15] M. Schirra, R. Lindau; "Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften des niedrigaktivierenden martensitischen 9% Cr-Stahles EUROFER-97". 23. VDEh-Vortragsveranstaltung 1.12.2000, Düsseldorf, Tagungsband S. 36-49
- [16] M. Schirra, K. Ehrlich, S. Heger, M.T. Hernández, J. Lapena; "OPTIFER, ein weiterer Schritt zur Entwicklung niedrigaktivierender martensitischer Stähle", FZKA 5624, Nov. 1995
- [17] M. Schirra, S. Heger, H. Kempe, M. Klotz, H. Zimmermann, J. Lapena; "Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften der OPTIFER-Legierungen", FZKA 6167, April 1999

- [18] M. Schirra; "Die historisch-empirische Entwicklung des Gefügediagramms der Cr-Ni-Stähle". Stahl und Eisen 112 (1992) Heft 10, S. 117-120
- [19] M. Schirra, K. Ehrlich, L. Schäfer; "Germanium enthaltender Stahl und seine Verwendung". Patent 4432516 v. 18.7.95
- [20] Schleisiek; "Nuclear Fusion Project", Annual Report, Seite 68-69, FZKA 6050, Dez. 1997
- [21] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein; "Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles MANET-II", FZKA 5722, Okt. 1996
- [22] M. Schirra, K. Anderko; "Anomalies in creep-curves of martensitic 9-14% chromium steels under long-term loading". Steel research 61 (1990) Nr. 6, S. 242-250
- [23] L. Schäfer; "OPTIFER-IV, ein martensitischer Chromstahl mit hoher Kerbschlagzähigkeit", Jahrestagung Kerntechnik '96, Mannheim, KTG und Deutsches Atomforum e.V., Tagungsbericht, Bonn: INFORUM-Verl. S. 597-600
- [24] M. Schirra, Ch. Adelhelm, P. Graf, S. Heger, H. Kempe, H. Zimmermann, M.P. Fernández, J. Lapena; "Arbeiten zur Grundcharakterisierung am niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod. im Vergleich zu OPTIFER". FZKA 6008, Dez. 1997
- [25] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein; "Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des niedrigaktivierenden martensitischen Stahles F82H-mod." (Abschlussbericht), FZKA 6265, Mai 1999
- [26] HTM-Data Bank, Joint Research Center, Petten, NL, Materials Division
- [27] Interne Berichte
a) PKF 154, März 2000 (HT - mech. Eigenschaften)
b) PKF 152, Juni 2000 (IV c)
c) PKF 159, Sept. 2000 (WB - Kerbschl.)
- [28] 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.
F.R. Larson, J. Miller; "A time-temperature relationship for rupture and creep stresses", Trans. ASME 72 (1952, 765/75)
- [29] H. Finkler, M. Schirra; "Transformation behaviour of the high temperature martensitic steels with 8-14% chromium". steel research 67 (1996) Nr. 8, S. 328-342 (englisch). FZKA 5607, Sept. 1995 (deutsch)
- [30] M. Schirra; "Creep rupture and creep behaviour of martensitic X 18 CrMoVNb 11.1 type steel at elevated temperatures and after a temperature transient. steel research Nr. 6/93, p. 322-330

- [31] F.H. Norton; "The Creep of Steel at High Temperatures", Mc Graw Hill Publishing Co. Ltd. 1929
- [32] F. Garofalo; "Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals", Macmillan Series in Materials Science, New York, 1965
- [33] M. Schirra; "Das Kriech- und Zeitstandfestigkeitsverhalten von EUROFER-97 im Vergleich zu F82H-mod. und OPTIFER". Beitrag Jahrestagung Kerntechnik, Mai 2001, Dresden
- [34] E. Daum; "Katalogisierung des Aktivierungsverhaltens aller stabilen Elemente mittels Fispack 97-Rechnungen für DEMO 1. Wand".
"Aktivierungsverhalten aller stabilen Elemente in verschiedenen Bereichen des HCPB-Blankets", Interne Berichte
- [35] A. v. d. Steinen; "Zum Zeitstandverhalten von Stählen mit rd. 0.1% C, 10% Cr und 0-4% W". Dissertation RWTH-Aachen, Juli 1974
- [36] Proceedings of the 9th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure". Swansea (GB) 1.-4. April 2001
- [37] Ergebnisse deutscher Zeitstandversuche langer Dauer. VDEh-Atlas, Düsseldorf 1969
- [38] M. Schirra, K. Ehrlich, L. Schäfer; "Germanium enthaltender Stahl und seine Verwendung". Patent 4432516 v. 18.7.95
- [39] M. Schirra, S. Heger; "Der Einfluss des Delta-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
- [40] E. Materna-Morris
Pers. Information
- [41] 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
- [42] W. Tofaute, A. Sponheuer, H. Bennek
"Umwandlungs-, Härtungs- und Anlassvorgänge in Stählen mit Gehalten bis 1% C und bis 12% Cr". Archiv für das Eisenhüttenwesen 8 Jhrg. Heft 11, Mai 1935
- [43] L. Bloos
"Schicksalsfrage Werkstoff", Handelsblatt Nr. 69 (8.4.98) S. 46

-
- [44] R. Schneider, P. Würzinger, G. Lichtenegger, H. Schweiger
"Metallurgie an den Grenzen höchster Reinheitsgrade und niedrigster Spurenelementgehalte". BHM 145 (Jg. 2000) Heft 5, S. 199-203
- [45] G. Eggeler, B. Ilchner, P. Schepp, R. Zohner
"Kurzzeit-Kriechverhalten des warmfesten Stahles X20CrMoV 12 1 bei 550° bis 650°C". Material und Technik 1986, Nr. 4, S. 187-195
- [46] J. Granacher, H. Wiegand; "Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle", Archiv für das Eisenhüttenwesen 43, Heft 9 (1972), S. 699-704
- [47] M. Schirra; "Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des SNR-300 Strukturwerkstoffes X6CrNi 18 11 (W.Nr. 1.4948)", KfK 4273, Febr. 1988
- [48] K. Bungard, W. Schmidt; "Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten", DEW-Techn. Berichte, 1. Band, 1961, Heft 3, S. 84/95
- [49] F.R. Larson, J. Miller; "A time-temperature relationship for rupture and creep stresses", Trans. ASME 72 (1952, 765/75)
- [50] M. Schirra et al.; "Arbeiten zur Grundcharakterisierung und das Zeitstandverhalten des niedrigaktivierenden Stahles F82H-mod. FZKA 6008, Dez. 1997 und FZKA 6265, Mai 1999
- [51] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein; "Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles MANET-II". FZKA 5722, Okt. 1996

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der OPTIFER-Schmelzen (ohne radiologisch unerwünschte Begleitelemente)

Variante	Charge Nr.	Cr Gew. %	C →	Mn	V	Ta	W	Ge	P ppm	S →	B	N ₂	O ₂	Al	Erschmelzung Bem.
Ia	664	9,3	0,10	0,50	0,26	0,066	<u>0,96</u>	-	46	50	61	155	47	80	SV4=Vakuum-Induktionsofen +Vakuum-Lichtbogenofen
Ib ⁾	667	9,5	0,12	0,49	0,234	0,163	<u>0,98</u>	-	40	10	63	62	87	150	
II	668	9,5	0,125	0,49	0,28	0,018	<u>0,006</u>	<u>1,2</u>	43	20	59	159	90	80	25 kg-Chargen 1. Serie mit Bor Desoxidation über Cer ⁾ Desoxidation über Yttrium
III	666	9,32	0,12	0,49	0,248	1,60	0,024	-	40	20	64	173		100	
IVa	986489	<u>8,5</u>	0,11	0,57	0,23	0,15	1,16	-	40	40	40	600	35		SV1= offen erschmolzen + Vakuum-Lichtbogenofen (6-stellige Chg. Nr.) 150 kg-Chargen B-frei
IVb	986635	<u>8,1</u>	0,12	0,29	0,21	0,08	1,57	-		60	30	200			
IVc (=Ia)	986778	9,05	0,13	0,52	0,25	0,09	1,00	-	40	30	-	540	190	<5	
	986779	9,35	0,12	0,54	0,26	0,07	1,03	-	40	30	-				
	986780	9,15	0,12	0,55	0,24	0,12	1,05	-	40	40	-				
	986781	9,35	0,12	0,57	0,26	0,08	1,00	-	30	50	-				
V (=Ia)	735	9,48	0,115	0,39	0,245	0,061	<u>0,985</u>	-	35	25	2	225	60	70	SV4 2. Serie B-frei
VI (=II)	734	9,35	0,125	0,61	0,275	0,083	<u>0,005</u>	<u>0,38</u>	43	30	2	250	160	70	25 kg Chargen
VII (=IVa+b)	736	<u>8,38</u>	0,09	0,37	0,205	0,069	<u>1,03</u>	-	36	25	2	263	170	70	
VIII	806	9,31	0,109	0,602	0,190	0,047	1,27	-	35 ^{*)}	17	82 ^{*)}	210	130	10	SV4 3. Serie ^{*)} SAARSTAHL 25 kg Chargen Analyse SAARSTAHL ↑ ^{*)}
IX	803	9,27	0,12	0,374	0,209	0,040	1,40	-	30 ^{*)}	18	2 ^{*)}	280	60		
(Xa)	804	9,41	0,086	0,684	0,198	0,032	1,25	-	35 ^{*)}	21	2 ^{*)}	480	320 !	10	
Xb	824	9,15	0,09	0,42	0,195	0,088	1,06	-	15	30	5	235	99	30	
EUROFER	E83699	8,87	0,12	0,42	0,19	0,14	1,10	-	40	30	<5	180	13	80	Böhler-Kapfenberg
EUROFER	E83698	8,82	0,11	0,47	0,20	0,13	1,09	-	50	40	<10	200	10	90	Abnahmeprüfzeugnis

Tabelle 2

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-Ia.doc

4-99

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-Ia	CIEMAT	450	400	57		1,5	3	10	25	42	/	5x25	20,7	84,0	400
664			350	464		18	54	143	290	356	452	„	22,5	82,2	30
1o75°30'VV			320	5490		6,5	48	289	1339	3612	5029	„	25,4	83,5	4,2
+750°2hVV	3592	500	400	1,7	0,4	/	/	0,4	0,8	1,2	/	„	20,5	82,3	/
	3606		300	807	0,14	0,2	10	61	202	512	778	„	24,0	82,1	30
	ZSV2496		280	4392	0,24	0,5	1,5	47	290	1600	4140	„	20,0	72,9	6,4
	3559		250	ohne Bruch	0,12	25	215	4000	40000	/		8x50	bis 1%	/	/
	CIEMAT	550	250	120		0,4	1	3	16	53	110	5x25	23,3	86,5	270
			225	1218		0,9	3	22	130	502	1102	„	20,5	78,8	25
			200	4313		0,2	1,8	54	694	3548	4179	„	21,1	62,4	5
	3604	600	220	25	0,16	0,1	0,3	1,7	6,5	16	/	„	26,0	82,3	880
	3567		180	424	0,14	0,3	1	10	62	224	403	„	20,0	69,0	63
	ZSV2601		170	900	0,08	0,5	1	12	155	580		„	18,0	51,8	28
	ZSV2591		160	2473	0,16	0,5	2	130	1000	2175		„	7,6	12,0	5,8
	3556		150	3444	0,12	1	5	125	1040	2740		„	9,6	23,8	4,5
	ZSV2565		130	32875	0,12	1	10	2480	15900	31200		„	6,4	4,0	0,34
	3580	650	130	129	0,12	0,2	1,2	15	56	102		„	23,6	75,1	130
	ZSV2495		110	1037	0,12	2	19	255	600	858		„	15,6	36,0	10,5
	3564		100	1392	0,06	4	47	390	805	1227		„	19,6	39,9	10,5
	ZSV2600		100	1713	0,12	2	26	450	1003	1414	1672	„	16,8	38,9	2,7
	ZSV2599		90	5578	0,08	0,5	50	790	2080	3790	5427	„	17,2	47,7	4
	3568		80	8384	0,06	130	664	2690	4640	7240		8x50	8,2	31,3	1,3
	ZSV2437		60	30355	0,05	205	1050	6880	14350	23650	30011	„	12,6	43,9	0,5
	ZSV2458	700	60	493	0,10	2	19	75	157	303	452	5x25	30,0	88,4	55
	ZSV2445		40	2408	0,06	33	85	305	730	1407	1901	8x50	21,8	87,8	12

Tabelle 3

Zeitstandversuche

ZSV-Nr.=Versuche unter Vakuum

opt-lb 7-97

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\varepsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-lb	CIEMAT	450	340	91		0,1	0,6	2,6	11	30	77	5x25	23,8	88,3	460
667			320	400		1	4	33	94	202	342	„	26,0	85,6	85
1075°30'V/V			300	3420		13	48	195	589	1354	2900	„	25,1	80,8	17
+750°2hV/V			280	3455		10	57	252	381	790	2530	„	24,5	83,7	10-20
	3605	500	300	15,5	0,16	0,15	0,5	2	5	9,5	14,5	„	28,4	87,0	1800
	3558		250	573	0,16	1	3,5	17	55	164	417	8x50	28,4	86,9	89
	ZSV2457		220	3755	0,12	1	2	20	114	597	2563	5x25	34,8	87,0	13
	CIEMAT	550	230	80		0,5	1,1	3,1	9,1	28	64	„	31,9	90,0	546
			215	152		/	/	2	14	48	116	„	29,7	91,2	296
			200	716		0,8	2,2	12	53	212	598	„	23,9	89,6	67
			180	1227		0,6	2,3	13	64	291	873	„	31,4	92,4	38
	3573	600	180	24	0,16	/	0,2	0,8	2,2	6,4	17	„	36,0	87,1	2422
	3555		150	419	0,10	0,2	1	7	34	137	337	„	28,8	87,1	89
	ZSV2448		130	755	0,12	0,5	1	5	30	158	598	„	28,8	95,2	56
	3623		110	1237	0,12	0,5	2,5	20	100	424	958	„	26,0	93,2	32
	ZSV2459		100	7898	0,12	0,5	2	26	190	1180	5825	„	34,8	89,8	5,4
	3569	650	100	137	0,1	0,2	0,4	2,5	9	33	67	8x50	36,2	96,0	408
	3584		80	1332	0,04	2	10	100	405	922	1290	5x25	28,0	93,2	16
	ZSV2442		60	1536	0,06	1	4	35	140	443	1152	8x50	32,0	97,7	35
	ZSV2443		40	26294	0,04	12	88	605	2380	8280	20630	„	34,8	96,0	1,7
	3554	700	60	123	0,60	0,1	0,5	4	14	38	86	5x25	53,6	96,0	418
	ZSV2461		40	735	0,10	0,2	1,5	19	74	230	517	„	45,6	95,9	62

Tabelle 4

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-II 3-98

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-II	3589	450	300	367	0,20	1	4,5	26	80	179	314	5x25	28,4	82,3	93
668	3557	500	250	975	0,16	1	5	33	118	348	768	8x50	26,6	83,0	43
1o75°30'V/V	ZSV2429	„	200	4855	0,16	1	4	58	348	1620	3708	5x25	34,8	91,0	7
+750°2hV/V	3588	550	200	60	0,12	0,15	0,35	2	7	21	47	„	31,6	84,1	730
	3550	600	150	52	0,06	0,1	0,2	1,2	4,5	14	36	„	37,2	89,7	1030
	3598	„	120	652	0,10	0,3	1,5	16	71	238	520	„	28,0	82,2	56
	ZSV2432	„	100	5146	0,12	0,5	3	100	900	3020	4334	„	20,0	39,4	2,9
	3561	650	80	523	0,07	1,5	7	48	136	261	438	8x50	24,0	71,0	57
	ZSV2435	„	60	1886	0,08	1	12	168	558	1076	1620	„	27,8	56,2	13
	ZSV2439	„	40	32094	0,05	60	610	4540	11700	22400	29780	„	30,4	65,4	0,68
	3553	700	60	4	0,24	/	/	0,15	0,5	1,3	2,7	5x25	44,4	94,2	12900
950°2hV/V	3595	450	320	150	0,26	2	4,5	16	39	76	126	5x25	26,0	82,1	232
+750°2hV/V	3583		300	306	0,20	1	3,5	19	58	135	247		31,2	83,9	480
	3593		270	1310	0,16	6	16	86	266	603	997		28,0	80,6	28
	3646		230	15662	0,16	8	50	475	1730	4910	10880		32,0	86,9	3,1
	3575	500	250	81	0,24	0,5	1	6	16,5	38	67		28,8	82,4	472
	3582		220	451	0,16	1	3	20	65	170	353		30,8	82,4	95
	ZSV2430		200	2319	0,16	0,2	3	52	215	668	1695		28,8	84,0	21
															Fortsetzung
															Seite 2

Tabelle 5

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-III 7-97

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-III	CIEMAT	450	420	33		0,3	1,2	4	14	26		5x25	18,2	76,8	520
666			400	2434		27	75	590	1690	1891	2415	„	14,8	73,6	4,8
1075°30'VV			380	830		2,8	16	91	234	567	805	„	17,8	77,3	30
+750°2hVV			360	2171		2,7	21	170	726	1578	2120	„	17,9	77,1	9,3
	3607	500	400	9	0,32	0,1	0,4	1,5	3,6	6,6		„	19,2	70,8	2280
	ZSV2449		350	656	0,28	0,3	1,5	19	108	350	642	„	20,4	77,1	43
	3586		300	858	0,24	0,7	3,5	35	148	448	821	„	21,2	80,6	34
	3565		250	ohne Bruch	0,17	55	660	10000	bis	20770h	≈0,77%	„	/	/	<0,05
	CIEMAT	550	280	1926		639	818	1142	1458	1770	1910	„	16,9	80,7	10
			250	4807		1	6,8	275	1552	4004	4689	„	20,7	81,6	11,2
			230	3482		2	5	86	796	3072	3363	„	20,5	74,6	2,5
			215	2100		2	15	/	/	/	549	„	16,7	69,7	9
			200	5892		8	56	2438	4225	5720		„	11,8	48,8	2,6
	3585	600	220	66	0,24	/	0,2	2,5	12	37	63	„	21,6	82,4	413
	3574		180	1163	0,14	1	6	133	644	981	1158	„	18,0	77,0	9
	ZSV2440		150	3253	0,10	2,5	45	970	2430	3067	3244	„	19,2	82,6	2,5
	3594	650	130	215	0,12	8	45	153	195	209		„	22,0	86,9	11
	3563		100	396	0,04	50	210	343	368	381	390	„	33,6	89,8	5,3
	3602		80	535	0,06	55	345	461	485	502		„	29,6	95,1	3,1
	ZSV2438		60	1132	0,05	295	790	912	981	1061	1107	8x50	28,6	92,4	1,3
	ZSV2441		40	6314	0,04	480	930	1485	2040	2620	6062	„	57,8	88,7	0,6
	ZSV2460	700	60	57	/	/	/	/	37	42	47	5x25	47,6	93,2	220
	ZSV2444		40	568	/	60	84	127	172	297	347	8x50	37,2	91,1	9,3

Tabelle 7

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-V-WB.doc

11-99

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-V	3839	500	280	238	0,24	1	4	27	82	167		5x25	23,6	87,0	91
735	ZSV2650	550	200	805	0,16	0,5	2	14	59	237	686		26,0	91,0	47
1030°30'V/V	3848	600	160	269	0,08	0,5	2,5	13	49	137	248		28,8	88,4	110
+750°2hV/V	ZSV2617		140	531	0,12	0,5	1	6	37	193	467		24,0	89,8	59
	ZSV2641	650	90	682	0,12	0,5	1	22	130	345	596		32,0	89,8	43
1075°30'V/V	ZSV2651	500	320	19	0,28	/	/	1,2	4,5	11			29,6	89,9	1520
+750°2hV/V	ZSV2652		260	1197	0,20	1	2,5	44	196	530	1104		25,2	85,7	34
	3849	550	220	471	0,06	0,8	3	17	57	137	421		24,8	87,1	73
	3853		200	2477	0,14	1	6	46	220	964	2166		26,8	87,0	13
	3850	600	180	79	0,12	0,2	0,6	3,5	13	38	71		36,0	91,0	390
	3804		160	509	0,12	1	2	11	52	202	436		27,2	88,5	65
	3852		140	2431	0,10	2	7	250	985	1892			21,2	76,9	7
	3851	650	120	202	0,16	0,2	0,9	9	40	105	182		26,4	89,8	139
	ZSV2635		100	473	0,12	/	1,5	22	106	248			28,8	85,6	59
	ZSV2644		80	2983	0,12	1	15	265	760	1720	2768		22,0	64,4	9,5

Tabelle 9

Zeitstandversuche

OPT-VI.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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-VI	3807	450	300	352	0,28	1	4	20	59	141	273	5x25	30,0	82,5	116
734	3847		260	2853	0,28	2	12	135	546	1250	2214		30,4	82,4	12
950°30'/L	3759	500	220	301	0,12	1	4	19	58	120	278		33,6	84,0	128
+750°2h/L	3799		180	2000	0,12	4	16	112	298	580	1350		34,8	89,8	29
	3763	550	160	124	0,08	0,2	0,7	6,5	16,5	36	76		40,0	88,5	472
	3764		140	420	0,12	1,5	3	19	51	115	257		36,4	87,1	153
	ZSV2606	600	100	90	0,12	/	1	3	10	24	56		34,0	89,8	740
	ZSV2632		60	1325	0,08	1	4	60	243	498	846		45,2	89,8	29
	3790	500	200	456	0,23	/	/	27	85	189		3x35	13,7	75,1	86
	3783	600	120	28	0,20	/	/	1,5	3	8			20,9	86,7	2400
															11-99

Tabelle 11

Zeitstandversuche

OPT-VII.doc

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ ₀ MPa	t _m h	ε ₀ %	t _{sf0,1%} h	t _{sf0,2%} h	t _{sf0,5%} h	t _{sf1%} h	t _{sf2%} h	t _{sf5%} h	Probe doxLo	A _u %	Z _u %	ε̇ _{pmin(abs)} x10 ⁻⁶ /h
OPTIFER-VII															
736	ZSV2609	450	340	388	0,22	1	3	20	80	213	367	5x25	24,0	88,5	75
950°30'/L	ZSV2646		320	1294	0,32	3,5	11	68	278	760	1247		23,6	87,0	19
+750°2h/L	3810	500	280	322	0,18	2,5	7	30	84	181	294		27,2	83,9	100
	3781		260	1028	0,16	1	6	48	209	537	960		24,8	83,9	29
	ZSV2595		220	17514	0,16	2	14	355	1500	5000	15190		27,2	84,1	2,3
	3773	550	200	297	0,14	0,5	2	14	46	119	246		34,0	88,4	136
	3768		180	1454	0,16	1,5	6,5	53	181	505	1160		29,6	85,6	31
	3805	600	140	298	0,12	0,4	2	13	41	108	226		42,0	88,4	145
	ZSV2607		100	1735	0,12	0,5	2	60	315	841	1427		30,4	89,9	18
	ZSV2632		90	5443	0,08	2	14	290	1315	3540	4860		25,6	88,5	3,8
	3811	650	80	307	0,12	0,5	2,5	22	72	152	253		30,0	91,0	100
	ZSV2619		60	1167	0,08	0,5	2	36	164	458	919		40,8	91,0	35
															11-99

Tabelle 12

offen erschmolzen

Ac1b=800°

Ac1e=855°

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-IVa.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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVa	ZSV2542	500	300	105	0,28	/	0,5	3,5	19	43	88	5x25	28,0	84,1	352
986489	3694		220	16229	0,16	3,5	24	400	1620	4340	13190		26,0	77,0	3,1
900°30'/L	3693	550	180	661	0,04	0,4	3	27	85	206	480		332	84,1	87
+750°2h/L	ZSV2530		150	6258	0,06	2	30	200	830	3580	6223		23,6	84,2	2,9
	3683	600	150	23	0,06	/	0,2	1	2	5,5	15		26,4	84,0	2400
	3687		120	180	0,06	0,3	1	7	21	50	110		44,0	89,6	360
	ZSV2513		100	1726	0,16	6	18	77	285	780	1534		27,2	84,1	19
	ZSV2531	650	80	142	0,05	/	1	5,5	20	48	92		40,8	87,1	328
	ZSV2520		60	798	0,08	/	2	39	153	344	583		47,2	92,2	37
	ZSV2528		50	1348	0,04	/	4	72	267	623	1030		51,2	94,3	26
1000°30'/L	ZSV2532	500	350	499	0,24	0,2	1,6	17	73	215	441		26,0	80,7	67
+700°2h/L	ZSV2543		300	13794	0,24	2,5	16	260	1460	5700	13615		22,4	77,2	2,4
	ZSV2529	550	300	61	0,08	/	1	7	20	42	59		24,8	80,7	368
	3695		250	980	0,04	0,3	1,9	25	140	411	820		24,0	70,8	34
	ZSV2544		220	2865	0,20	2	12	180	622	1510	2589		20,0	56,8	10,5
	3691	600	180	209	0,12	0,5	2,5	20	56	106	170		24,8	79,7	118
	ZSV2510		150	573	0,16	0,5	3,5	49	154	315	489		22,0	68,9	48
	ZSV2553		120	1872	0,12	1	13	260	695	1284	1768		15,2	73,0	11
	ZSV2522	650	120	80	0,12	/	1,5	10	26	46	68		25,6	80,7	300
	ZSV2523		80	600	0,04	1	10	71	177	323	528		28,0	85,6	48
	ZSV2527		60	1596	0,12	12	45	148	308	658			40,4	92,3	28

Tabelle 13

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-IVc2.doc

2-2001

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
	3846a	450	420	313	0,16	7,5	21	68	140	229	307	Ø8x50	16,0	78,7	64
	ZSV2678		400	1511	0,20	2	19	170	474	947	1493	„	18,6	81,0	17
OPTIFER-IVc	ZSV2663		380	4682	0,24	0,8	6,5	270	1125	3070	4540	5x25	23,6	82,4	7,5
986778	3866		360	o.Bruch	0,18	16	205	3430	14800	bis 16003h	=1,06%	„	/	/	0,4
1075°30'/L	3846		320	/	0,14	75	1800	bei 6000h	abgebr.und	mit 420MPa	weitergef.	„	/	/	/
+750°2h/L	3870	500	340	863	0,28	0,5	3	32	161	477	835	5x25	20,0	78,8	30
	3867		320	782	0,14	6	29	193	462	700		„	22,8	82,3	15
4kt.65mm	3891		300	16800	0,08	2	16	365	2085	7845	15360	8x50	19,4	76,2	1,7
	3845		280	o.Bruch	0,16	9	123	2770	17100	-	-	8x50	/	/	0,29
	3868	550	280	116	0,20	0,1	0,8	6	23	59		5x25	24,4	84,0	265
	3864		260	534	0,16	0,4	2	25	101	270	496	„	24,0	80,6	53
	ZSV2659		240	951	0,16	0,5	2	35	175	480	858	„	28,8	84,0	31
	ZSV2677		220	5386	0,14	1,5	14	288	1380	3320	5093	8x50	21,0	76,3	4,6
	ZSV2653		200	23748	0,14	4,5	65	1920	8900	17760	23118	„	16,0	56,5	0,7
	3865	600	180	575	0,06	0,5	4	65	195	366	532	5x25	23,2	67,5	44
	3887		160	2354	0,12	2	28	395	1115	1856	2328	8x50	11,4	54,5	6,3
	ZSV2645		140	5051	0,10	3	70	980	2435	3840	4864	„	16,8	47,8	3
	ZSV2656	650	100	729	0,10	6	41	164	292	465	665	„	20,8	74,8	20
	ZSV2647		80	3317	0,08	4	82	423	940	1830	3024	„	21,0	44,4	9
	ZSV2649		60	10963	0,08	4	100	880	3155	6840		5x25	9,6	4,4	2,6

Tabelle 14

homogenisiert 950°2hVV + 1075°30'VV+750°2hVV

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-IVc3.doc

5-20001

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	3922	450	420	74	0,44	0,3	1,2	8	27	54	73	5x25	20,4	75,0	260
986778	3923		400	303	0,36	0,5	4	35	123	232			19,6	77,0	58
	ZSV2691		380	1386	0,32	1,5	10	220	631	1088	1366		21,2	84,2	12
	3906	500	350	17	0,26	0,1	0,5	2	10	15			20,0	82,3	1600
4kt.65mm	3908		330	1377	0,20	1	9	90	345	840	1329		23,2	80,6	18
	ZSV2686		320	194	0,20	/	0,5	8	46	119	186		23,2	82,4	117
	ZSV2690		300	ohne Bruch	0,20	0,2	9	1110	9550	bis	20 000 h	=1,52%	/	/	0,4
	3920	550	270	86	0,20	0,2	0,8	6	21	49			24,0	85,6	315
	3919		250	1041	0,20	2	9	73	249	615	999		21,2	84,0	25
	3933		230	2310	0,24	1	6	97	448	1275	2202		20,0	80,6	12
	3935	600	200	314	0,08	0,4	3,5	34	112	207	297		24,4	77,0	59
	3921		180	1036	0,20	1	13	147	432	751	1001		17,2	56,5	15
	ZSV2688		160	1114	0,16	0,5	3,5	111	400	766	1056		20,4	64,1	16
	ZSV2685	650	100	699	0,12	0,25	3	73	225	427	638		26,8	75,1	32
	ZSV2683		80	1741	0,08	2	19	234	540	1033	1616		16,8	51,0	15
986780	3911	500	300	185	0,21	0,5	1	13	51	120		8x50	17,0	81,9	130
4kt 65mm	3910		280	1859	0,22	1,5	8,5	113	468	1170	1790		17,8	84,0	14
	3912		260	8555	0,22	1,5	15	345	1575	4730	8406		17,8	84,1	3,2
	3895	550	250	158	0,17	0,2	1	9,5	35	87	148		20,0	84,9	180
	3907		230	426	0,09	4	11	41	101	224	392		20,6	85,9	74
	3926		210	3619	0,16	2	14	158	700	2075	3490		16,6	84,1	6,8

Tabelle 15

homogenisiert 950°2hV/V + 1075°30'V/V+750°2hV/V

Zeitstandversuche

ZSV-Nr.=Versuche unter Vakuum

OPT-IVc4.doc 6-2000

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	g °C	σ _o MPa	t _m h	ε _o %	t _{εf0,1%} h	t _{εf0,2%} h	t _{εf0,5%} h	t _{εf1%} h	t _{εf2%} h	t _{εf5%} h	Probe doxLo	A _u %	Z _u %	ε _{pmin(abs)} x10 ⁻⁶ /h
OPTIFER-IVc															
986781	ZSV2715	500	300	1005	0,22	3	7	56	340	676	955	8x50	22,0	86,0	22
	ZSV2710		280	3220	0,18	4	50	506	1170	2180	3049	„	26,0	85,1	7,3
4kt 40mm	3894	550	250	205	0,12	0,5	2,8	20	58	123		„	21,8	86,9	130
	3936		230	1017	0,16	1	4	55	208	535	942	„	21,0	84,1	29
	3898		200	13272	0,10	215	1400	6640	11370	13210		„	17,8	51,1	0,5
	ZSV2711	600	180	367	0,16	0,5	2	17	75	198	298	„	20,4	72,5	74
	ZSV2709		150	1905	0,10	1	7	128	570	1245		„	16,8	40,1	12
	3946	650	120	329	0,11	0,3	2,5	30	107	217	314	„	14,0	49,1	66
	ZSV2708		100	837	0,06	2,5	26	172	365	597	807	„	12,8	30,0	23
	ZSV2687		80	2864	0,08	20	160	718	1303	2108		„	9,0	19,6	5,2

Tabelle 16

homogenisiert 9502hV/V+ 1075°30'V/V+750°2hV/V

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-IVc5.doc

6-2001

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	ZSV2719a	450	440	18	0,26	0,5	1	3,6	7,4	12		Ø5x25	24,0	82,5	1200
986779	ZSV2749		420	98	0,44	0,5	1	9,5	36	71		5x25	20,0	82,5	185
	3960		400	4411	0,28	5	40	435	1430	3066	4358	8x50	17,8	78,7	4,9
4kt.40mm	ZSV2727		380	5574	0,28	3	32	435	1630	3995	5515	8x50	15,4	68,7	3,8
	ZSV2719		340	ohne Bruch	0,24	7	270	4340	bei 4440 h	abgebr. und	mit 440MPa	weitergef.	/	/	
	3982	500	350	231	0,28	0,3	1,8	17	65	144	217	5x25	24,0	82,4	103
	3958		320	3652	0,12	2	12	225	1073	2376	3557	5x25	21,6	78,9	3,3
	3957		300	ohne Bruch	0,20	5	60	1480	9000	/		8x50	/	/	0,6
	ZSV2724		280	*lfd.	0,18	5	115	3560				8x50			<0,2
	ZSV2738	550	270	200	0,24	/	0,8	6	37	108	187	5x25	24,8	87,1	142
	3949		250	2344	0,08	1,5	18	142	680	1565	2272	5x25	23,2	80,6	8,8
	3953		230	13355	0,14	4	55	1200	5030	10462	13309	8x50	10,8	45,9	1,3
	ZSV2718		220	13059	0,14	2	42	1305	5310	9835	12736	8x50	14,8	56,6	1,4
	ZSV2721	600	200	291	0,16	0,3	0,5	12	67	175	268	5x25	30,0	85,7	76
	ZSV2717		180	1152	0,14	1	11	190	557	920	1135	8x50	13,8	49,6	13
	ZSV2723		160	2479	0,12	0,5	6	260	1075	1790	2414	5x25	14,8	39,5	5,8
	ZSV2708	650	120	422	0,16	/	1	65	173	290		5x25	26,8	77,2	34
	ZSV2706		100	1009	0,08	26	83	245	440	682	947	8x50	18,8	67,2	16
	ZSV2714		80	3917	0,08	3	72	405	1005	2160	3678	5x25	18,8	36,0	8

*Stand 6/01=15000h-0,78%

Tabelle 17

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

OPT-IVc1 .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 doxLo	A_U %	Z_U %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	3859	450	360	329	0,36	0,5	2	14	52	147	280	5x25	28,0	85,6	104
986778	3882		350	1037	0,28	1	3	27	126	457	953	„	22,0	84,1	29
950°30'/L	3859		340	2052	0,28	1	5	45	242	930	1870	„	24,0	84,0	15
+750°2h/L	3858	500	300	107	0,28	0,3	0,8	4	14	43	91	„	27,2	78,8	340
	ZSV2657		280	279	0,24	/	0,5	5	29	118	274	„	30,8	87,1	103
	3878		260	1407	0,20	3	22	280	738	1168	1396	„	24,0	85,6	9,4
4kt.65mm	3857	550	240	40	0,20	/	0,4	2,2	7	17,5	33	„	33,2	87,0	920
	3861		200	185	0,16	/	0,5	9	36	82	147	„	34,8	84,1	185
	3871		180	443	0,12	1	5	35	94	192	359	„	29,2	85,5	85
	3884		180	800	0,08	1	6	76	201	423	729	„	25,2	85,5	42
	ZSV2673		180	605	0,16	0,5	2	23	87	223	459	„	30,8	87,1	74
	3875		160	o.Bruch	0,08	2	53	1510	10600	bis 15000h	=1,3%	„	/	/	0,4
	3856	600	160	40	0,12	/	0,4	2,3	6,3	14		„	37,6	87,0	920
	3872		120	281	0,12	0,5	3	17	43	96	183	„	42,0	87,0	198
	ZSV2666		100	1194	0,12	3	11	70	234	516	887	„	36,8	87,1	33
	ZSV2648	650	100	31	0,16	/	/	1	3	8	19	„	42,4	94,3	2133
	ZSV2665		80	118	0,16	0,5	1	5	17	39	77	„	46,4	88,5	400
	ZSV2662		60	893	0,08	1	5	65	208	426	718	„	32,6	80,7	35
															5-2000

Tabelle 18

Einfluß der Stabilisierungsglühung
(künstliche Alterung)

Homogenisierung 950°30min/L+1075°30min/L+750°2h/L

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

IVc-Alt1.doc

6-2001

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	3915	500	300	133	0,28	0,4	2	10,5	32	73	119	5x25	27,6	83,9	223
986778	ZSV2682		260	6061	0,16	2,5	9	97	720	2940	5694		22,4	84,1	4,3
	3890	550	240	84	0,12	1	2	8	25	54			24,8	83,9	276
+550° 5000h/L	3891		220	554	0,12	0,7	3,5	30	136	368			21,6	85,5	39
	ZSV2675		200	3470	0,16	0,5	2	38	435	1853	3275		26,4	84,1	8,1
	3896		180		0,10	8	75	1820	8830	18430	*)				0,6
	3916	600	180	251	0,24	0,2	0,5	4,5	28	111	226		26,0	88,4	120
	ZSV2683		150	1020	0,12	/	1	41	305	805			16,4	75,1	15
+580° 3300h/L	ZSV2728	450	380	53	0,44	0,5	1	5	12,5	33			24,8	83,0	506
	ZSV2722		350	723	0,32	1,5	8	63	205	450	672		24,0	83,0	36
	3959		350	798	0,28	1	4	41	168	465	780		20,0	71,7	32
	3962	500	300	454	0,24	0,5	2,3	19	87	261	442		20,0	81,1	54
	3963		280	2004	0,20	1	5,5	75	480	1223	1945		20,8	73,7	16
	3955		260	11730	0,16	2	18	330	2200	7150	11648		18,4	75,5	2
	ZSV2726	550	240	138	0,24	0,25	0,5	6	29	80	131		24,8	83,0	185
	ZSV2720		220	852	0,16	1,8	6	50	217	544	828		24,8	84,6	28
	3956		200	7254	0,22	1,5	11	270	1850	4940	7116		22,0	77,7	2,7
	ZSV2725	600	180	250	0,16	0,5	1,3	9	39	157			25,2	84,5	83
	ZSV2714		170	458	0,20	1	3	26	120	287	423		26,8	81,2	49
	ZSV2707		150	1910	0,12	0,5	1	95	590	1355	1860		20,0	69,7	9,7
									*)	Stand 6-01	=22 500 h	=4%			

Tabelle 19

Einfluß der Stabilisierungsglühung
(künstliche Alterung)

Homogenisierung 950°30min/L+1075°30min/L+750°2h/L

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

IVc-Alt2.doc

6-2001

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 %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	3940	450	360	495	0,16	1	5	37	134	304	468	Ø5x25	21,6	75,2	49
986778	ZSV2702		340	2234	0,24	1	6	86	470	1388	2143		23,6	80,7	12
	3930	500	300	273	0,24	0,4	2	14	55	153	255		24,4	79,0	96
+600°1050h/L	3948		280	1370	0,16	1,5	8	73	327	862	1331		20,0	80,9	17
	3947		260	7616	0,28	1,5	9	200	1520	4290	7230		24,8	77,1	3,3
	3939	550	240	145	0,16	0,5	1,2	8,5	33	86	139		26,0	85,7	172
	3932		220	675	0,20	0,5	3	28	127	354	627		24,0	84,2	41
	ZSV2704		200	3602	0,16	0,5	2	78	625	2070	3440		22,8	82,7	6,2
	ZSV2703		180	17900	0,16	0,5	18	790	4450	11420	17227		21,6	80,6	1,3
	3931	600	180	263	0,20	0,3	1	8,5	42	127	237		28,4	80,9	117
	ZSV2695		150	1995	0,16	0,7	3,5	139	595	1317	1904		20,8	64,1	11
	ZSV2701		130	7423	0,08	5	38	660	2650	5305	7130		16,4	48,1	2,6
+600°5000h/L	3914	500	300	112	0,24	0,4	1,4	7,5	24	59	100	Ø5x25	28,0	80,6	267
	ZSV2680		260	1344	0,20	2	9	32	255	821	1306		24,0	84,1	18
	3899	550	240	74	0,20	0,3	0,6	4	15	38	66		26,0	85,6	413
	3893		220	369	0,16	0,8	3,5	32	116	254			30,8	84,1	63
	3888		200	3071	0,14	1,5	12	154	640	1715	2888		29,6	83,9	8,3
	3900		180	17400	0,10	10	92	1060	4370	10810	16746		20,0	76,9	1,6
	3913	600	180	136	0,18	0,2	0,6	3,5	18	61	119		32,0	83,9	236
	ZSV2681		150	1114	0,16	0,5	1,5	30	190	585	1023		29,2	84,1	24

Tabelle 20

Einfluß der Stabilisierungsglühung
(künstliche Alterung)

Homogenisierung 950°30min/L+1075°30min/L+750°2h/L

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

IVc-Alt3.doc

2-2001

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 doxLo	A_u %	Z_u %	$\epsilon_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
OPTIFER-IVc	ZSV2670	450	350	282	0,40	1	2,5	14	63	160	268	Ø5x25	22,8	80,8	92
986778	ZSV2672		320	2300	0,28	2,5	12	123	625	1552	2200		24,0	80,7	8,6
	ZSV2669		300	o.Bruch	0,24	2	15	1215	10250	bis 21000 = 1,6%			/	/	0,5
+650°330h/L	3877	500	300	66	0,20	0,2	0,8	5	16	37			29,2	80,6	416
	ZSV2676		270	606	0,24	1	2,5	28	149	382	574		25,2	80,9	36
	3883		260	3306	0,16	1,5	10	188	950	2197	3165		22,4	84,1	6
	3879		250	3127	0,16	1	6,5	135	790	2000	3015		23,2	85,7	7
	3862	550	240	37	0,20	/	0,5	2,7	9,3	22	34		24,0	82,6	702
	3863		220	229	0,16	0,5	1,5	13	52	129	212		30,0	84,0	115
	ZSV2660		200	1441	0,16	0,3	2	27	210	705	1385		21,6	87,1	20
	3881		180	9451	0,12	1	15	355	1910	5665	9220		21,2	79,0	2,6
	3876	600	180	11	0,12	/	/	0,5	1,6	3,5	7,5		38,4	88,4	4466
	ZSV2667		160	390	0,16	0,5	1	10	52	176	351		31,6	89,8	78
	3874		150	885	0,12	1	6	53	232	583	858		24,8	78,9	25
	ZSV2671		140	2314	0,12	0,5	1,5	24	255	1160	2125		25,2	80,8	11
+625°5000h/L	3917	500	300	77	0,24	0,5	1,5	7,5	21	45	68		30,0	84,0	3510
	3912		260	2251	0,12	2	8	110	592	1492	2210		22,0	86,6	11
	3909	550	220	139	0,20	0,3	0,5	5	21	65	121		26,8	85,5	180
	3889		200	1551	0,10	1	6	75	313	848	1474		25,2	87,0	18
	ZSV2679		180	6623	0,16	0,5	2,5	98	748	3055	6150		24,4	84,1	4,4
	3918	600	180	79	0,20	0,2	0,4	2,5	10,5	33	67		34,0	89,8	432
	ZSV2684		150	708	0,16	0,5	1	15	88	321	635		30,0	88,5	42
	ZSV2693		130	4146	0,20	4	20	210	970	2530	3883		23,2	73,1	5,5

Tabelle 21

Einfluß der Stabilisierungsglühung
(künstliche Alterung)

vergütet 950°30min/L+750°2h/L (erniedrigte Härtetemperatur)

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

Ivc-Alt4.doc

5-2001

Legierung Charge-Nr. Zustand	Vers. Nr.	θ °C	σ _o MPa	t _m h	ε _o %	t _{εf0,1%} h	t _{εf0,2%} h	t _{εf0,5%} h	t _{εf1%} h	t _{εf2%} h	t _{εf5%} h	Probe doxLo	A _U %	Z _U %	ε̇ _{pmin(abs)} x10 ⁻⁶ /h
OPTIFER-IVc	3938	500	300	45	0,28	0,2	0,4	3	8	20		Ø5x25	26,8	84,0	848
986778	3934		260	838	0,20	1	4	23	96	316	696		27,6	85,5	44
	ZSV2699	550	200	128	0,20	0,2	0,5	3	11,5	39	97		32,8	88,5	340
+550°5000h	3945		180	804	0,16	0,5	3	20	85	281	650		30,0	84,0	50
	ZSV2700		160	2009	0,12	1	2	20	142	614	1580		27,6	87,0	21
	ZSV2697	600	150	48	0,16	/	/	0,7	2,5	42			35,2	89,8	1053
	ZSV2696		130	298	0,12	0,25	1	7	29	93	211		35,6	87,1	154
	ZSV2698		110	1058	0,12	0,5	1	15	120	400	782		42,4	85,6	35
+600°5000h	3941	450	360	81	0,40	0,2	0,6	3,8	13	34	67		27,2	80,6	473
	3944		350	190	0,36	0,2	1	7	25	69	150		29,2	82,4	200
	ZSV2716		340	543	0,36	1	3	19	87	215	448		30,0	82,4	110
	3971		330	1860	0,20	1,5	6,5	52	218	712	1580		26,0	82,4	21
	3925	500	300	57	0,24	0,2	0,5	3	9	23,5			29,2	76,9	683
	3905		260	757	0,20	0,5	2,2	19	98	330			28,4	80,6	45
	3954		240	2544	0,16	0,5	2,5	43	315	1135	2312		25,2	84,1	12
	3927	550	240	27	0,20	0,15	0,4	1,5	4,3	11	22		30,8	87,1	1500
	3937		220	98	0,16	0,25	0,7	4,5	15	40	83		30,0	84,0	400
	3924		200	371	0,16	0,5	4	14	54	145	299		42,0	84,0	105
	3928		180	857	0,12	1	3	30	120	336	706		30,0	84,0	47
	ZSV2712		160	1998	0,12	0,5	1,5	28	193	690	1610		29,2	87,1	20
	ZSV2692	600	150	81	0,16	0,2	0,5	2,2	7,5	24	58		36,8	92,2	584
	3929		130	404	0,12	0,7	4	18	60	151	302		36,4	91,0	106
	ZSV2694		110	1159	0,12	0,5	1,5	24	141	445	888		38,8	84,1	31
	ZSV2734		90	5004	0,08	1,5	19	365	1265	2660	4165		34,4	73,0	5,6
	ZSV2733		80	13569	0,04	0,5	6	390	2870	7330	11830		22,0	48,4	2,1
	ZSV 2744	650	70	687	0,04	0,25	1	58	245	440	604		42,8	85,6	25

Tabelle 22

Transienten-Versuche OPTIFER-IVc Chg.986780

$A_{c1b}=810^\circ$ Probe:8x50mm (doxLo)

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

IVc-TR2.doc

6-2000

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	$t_{\text{oberhalb } 750^\circ(\text{AT})}$	A_u %	Z_u %	$\dot{\varepsilon}_{pmin(\text{abs})} \times 10^{-6}/h$
950°2h homogenisiert	3950	500	300	117	0,32	0,2	1,2	9	33	78	113	33min	18,0	85,9	183
+1075°30min/L	3951		280	499	0,26	1	4	34	151	345		25'	18,4	85,9	40
+750°2h/L	3942		260	4383	0,18	3	21	330	1220	2956		14'	17,0	87,7	7,4
+↑800°↓500°	3976	500	300	305	0,20	0,5	2,5	21	84	191	285	5'	21,6	85,9	75
	3975		280	1886	0,12	1,5	7,5	111	500	1223	1852	4'	17,0	85,0	12
+↑800°↓550°	3943	550	230	91	0,18	0,2	0,7	5	21	89		44'	20,0	85,0	276
	3952		210	1058	0,16	0,5	4	52	190	543	1020	15'	18,6	85,9	29
	3961		200	3952	0,18	1	10	125	542	1890	3740	23'	19,8	81,9	3,5
	3978	550	230	536	0,20	0,5	2,5	27	97	253	487	5'	20,2	84,3	64
	3975		210	3204	0,14	1,5	14	148	598	1733	3100	5,5'	18,4	86,0	8,4
950°2h homogenisiert	3911	500	300	185	0,21	0,5	1	13	51	120			17,0	81,9	130
+1075°30min/L	3910		280	1859	0,22	1,5	8,5	113	468	1170	1790		17,8	84,0	14
+750°2h/L	3912		260	8555	0,22	1,5	15	345	1575	4730	8406		17,8	84,1	3,2
4kt65mm	3895	550	250	158	0,17	0,2	1	9,5	35	87	148		20,0	84,9	180
(aus OPT-IVc3)	3907		230	426	0,09	4	11	41	101	224	392		20,6	85,9	74
	3926		210	3619	0,16	0,2	14	158	700	2075	3490		16,6	84,1	6,8

Tabelle 23

Transienten-Versuche OPTIFER-IVc Chg.986778 Ac1b=810°

Probe 8x50mm(doxLo)

Zeitstandversuche

ZSV-Nr=Versuche unter Vakuum

IVc-TR1.doc

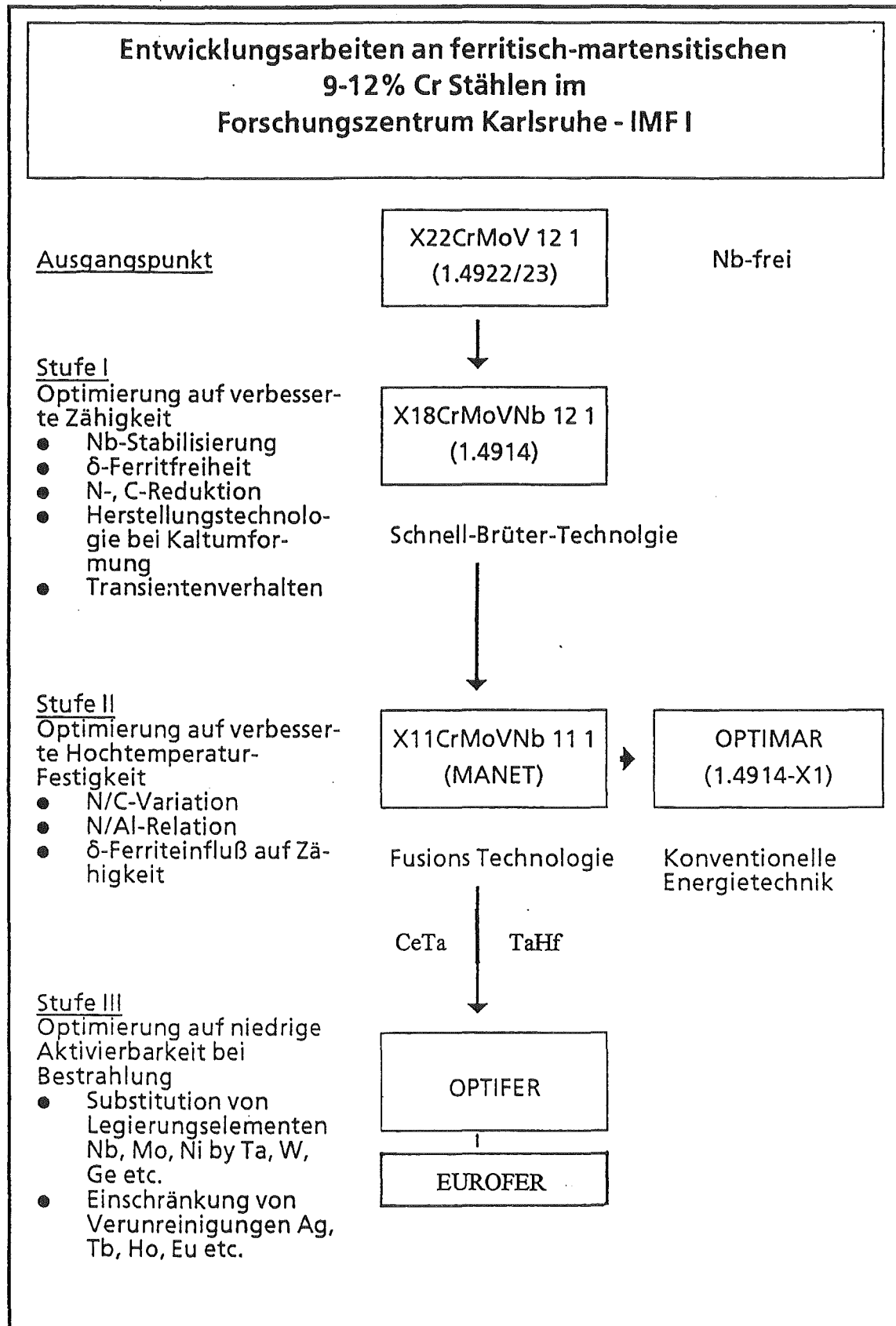
Zustand	Vers. Nr.	ϑ °C	σ_0 MPa	t_m h	ϵ_0 %	$t_{ef0,1\%}$ h	$t_{ef0,2\%}$ h	$t_{ef0,5\%}$ h	$t_{ef1\%}$ h	$t_{ef2\%}$ h	$t_{ef5\%}$ h	t oberhalb Ac1b=810°	A_u %	Z_u %	$\dot{\epsilon}_{pmin(abs)}$ $\times 10^{-6}/h$
1075°30min/L	3897	500	300	3		/	/	/	/			7min	21,4	86,0	/
+750°2h/L	3902		250	203	0,10	0,5	1	6	26	77		6'	20,4	86,0	188
↑840°↓500°	3903		230	760	0,32	1,5	8	86	243	435	756	7'	19,8	85,9	29
↑840°↓550°	3886	550	220	24	0,46	/	0,15	1	2,5	6		7'	30,0	85,0	/
	3904		210	3056	0,16	1	9	106	444	1595	2971	6'	18,2	81,9	12
	3885		200	6227	0,14	1,5	17	202	962	3120		7'	19,4	83,0	48
1075°30min/L	3870	500	340	863	0,28	0,5	3	32	161	477	835	5x25	20,0	78,8	30
+750°2h/L	3867		320	782	0,14	6	29	193	462	700		„	22,8	82,3	15
4kt.65mm	3891		300		0,08	2	16	365	2085	7845					
	3845		280	o.Bruch	0,16	9	123	2770	17100	/		8x50	/	/	
aus OPT-IVc2.doc	3868	550	280	116	0,20	0,1	0,8	6	23	59		5x25	24,4	84,0	265
	3864		260	534	0,16	0,4	2	25	101	270	496	„	24,0	80,6	53
	ZSV2659		240	951	0,16	0,5	2	35	175	480	858	„	28,8	84,0	31
	ZSV2677		220	5386	0,14	1,5	14	288	1380	3320	5093	8x50	21,0	76,3	4,6
	ZSV2653		200		0,14	4,5	65	1920	8900	17700		„			
															5-2000

Tabelle 24: n- und k-Werte (n. Norton) von OPTIFER im Vergleich zu F82H-mod. [25]

	T°C	n	k	σ-Bereich	F82H-mod. n	Chg. 9741 k	σ-Bereich
OPTIFER (W) (Ia, IVc, V 6 Chg. 1075° geh. +750° angel.)	450°	24	$3 \cdot 10^{-66}$	440-320 MPa	29	$2,5 \cdot 10^{-78}$	400-300 MPa
	500°	21	$1 \cdot 10^{-56}$	350-250	23	$5,2 \cdot 10^{-61}$	300-220
	550°	20	$9 \cdot 10^{-52}$	280-200	18	$8,1 \cdot 10^{-47}$	240-160
	600°	15	$6 \cdot 10^{-38}$	220-130	12,5	$4,2 \cdot 10^{-32}$	180-100
	650°	(5,5)	$7 \cdot 10^{-16}$	130-60	a) 8,4 b) 5	a) $2,1 \cdot 10^{-21}$ b) $6 \cdot 10^{-15}$	140-80 80-50
OPTIFER (W) 900°-950° geh. +750° angel. (IVa, IVc, V, VII 4Chg.)	450°	23	$6 \cdot 10^{-63}$	360-320			
	500°	16	$1 \cdot 10^{-43}$	300-220			
	550°	16	$6 \cdot 10^{-41}$	240-150			
	600°	11	$4 \cdot 10^{-27}$	160-80			
	650°	(6)	$2 \cdot 10^{-15}$	100-50			
OPTIFER (Ge) (II, VI, 2 Chg) 950° geh. +750° angel. (II) bzw. 1075° geh. +750° angel. (II,VI)	450°	14	$3 \cdot 10^{-39}$	300-230			
	500°	13	$3 \cdot 10^{-35}$	250-180			
	550°	12,5	$2 \cdot 10^{-32}$	180-120			
	600°	10,5	$2 \cdot 10^{-26}$	150-80			
	650°	(6,5)	$8 \cdot 10^{-17}$	100-40			

Tabelle 25: Mindestwerte für 550° - 20 000 h (vergütet + Alterung)

Legierung Zustand	1% Zeit-Dehngrenze $R_{p1\%}$ [MPa]					Zeitstandfestigkeit R_m [MPa]				
	400°	450°	500°	550°	600°	400°	450°	500°	550°	600°
OPTIFER (1% W) 1075° geh. + 750° 2h	350	270	200	142	83	370	310	235	165	103
950° geh. + 750° 2h	330	245	160	93	53	365	280	195	120	68
OPTIFER (Ge) 1075° geh. + 750° 2h	270	210	150	105	63	305	250	185	130	78
950° geh. + 750° 2h	260	190	108	55	-	300	220	140	75	-
F82 H-mod. (2% W) Anl.=1040° geh. + 750°1h	340	260	190	130	80	345	270	220	160	95
EUROFER-97 (1% W)										



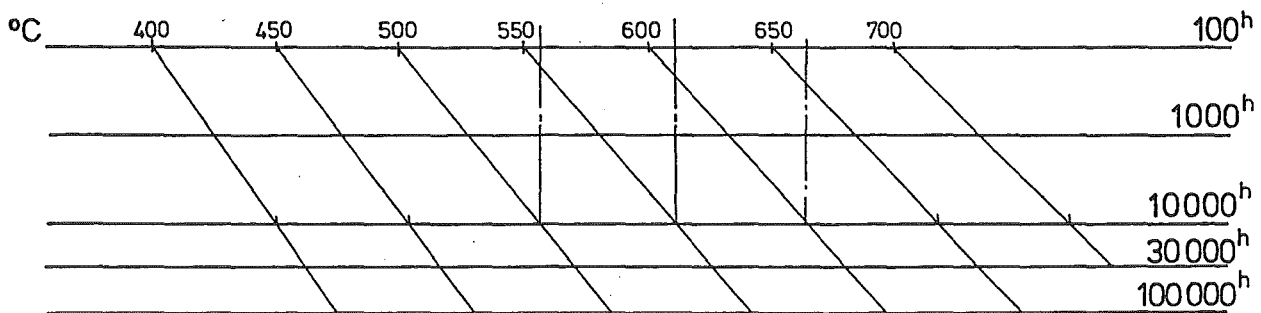
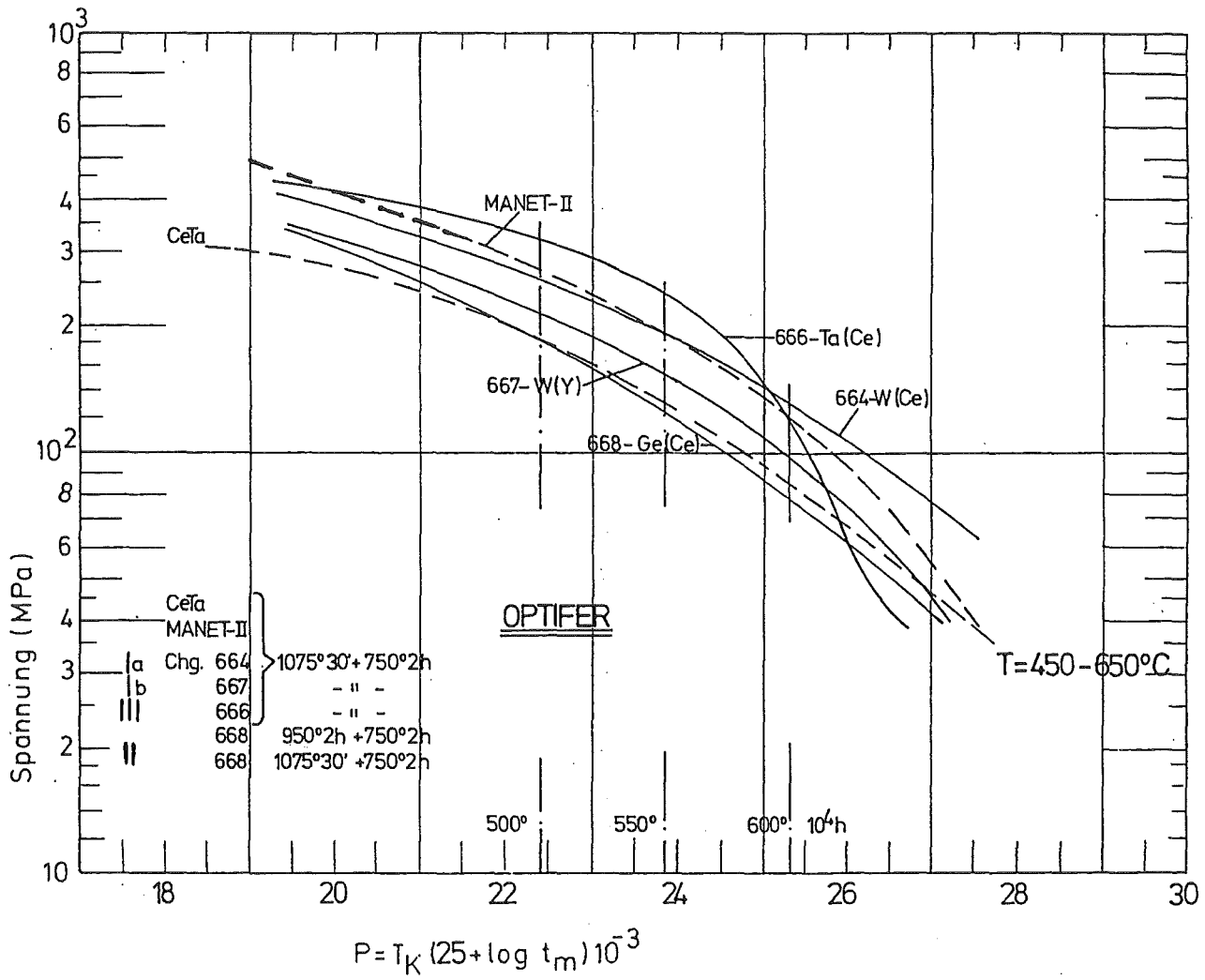


Bild 2 : Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt
Institut für Materialforschung I
Stand 5-95 -SCH1

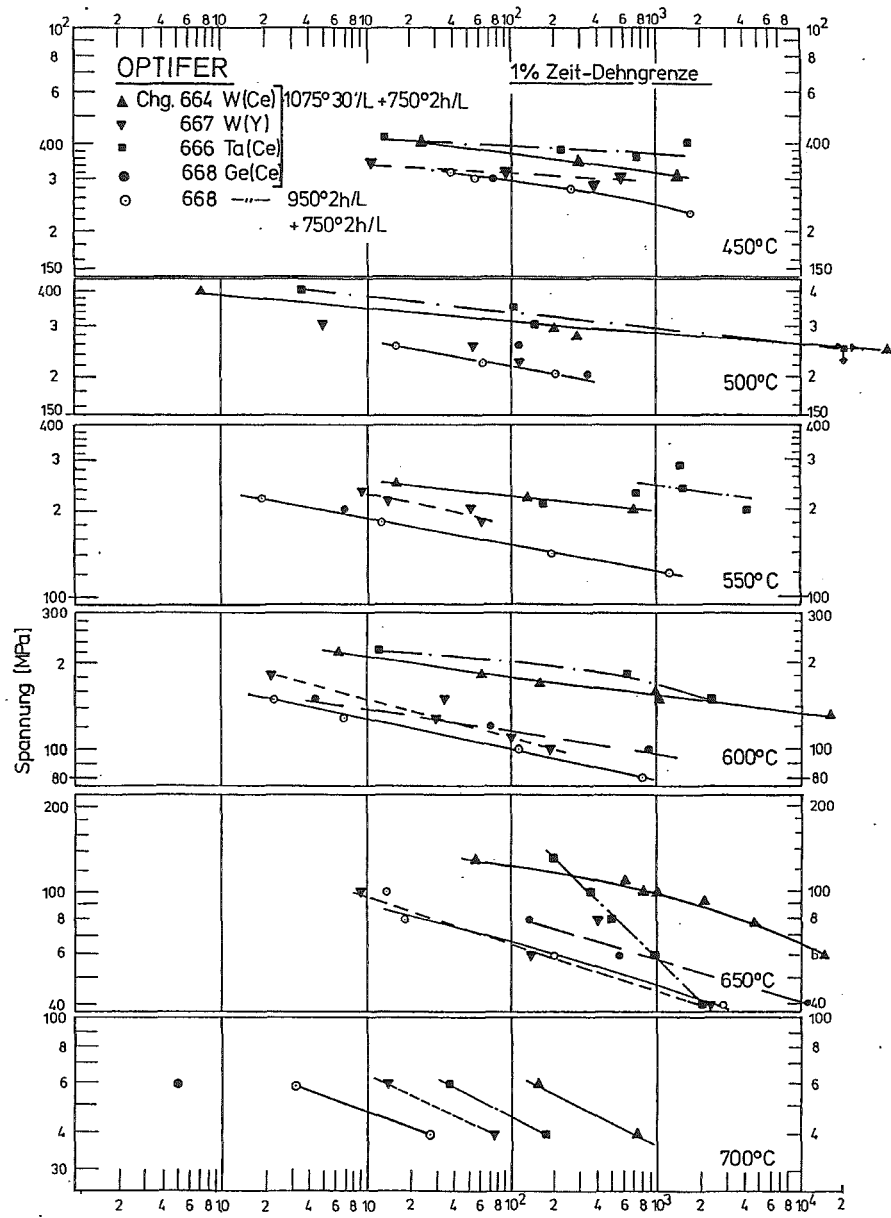


Bild 3a : 1%-Zeit-Dehngrenzenkurven

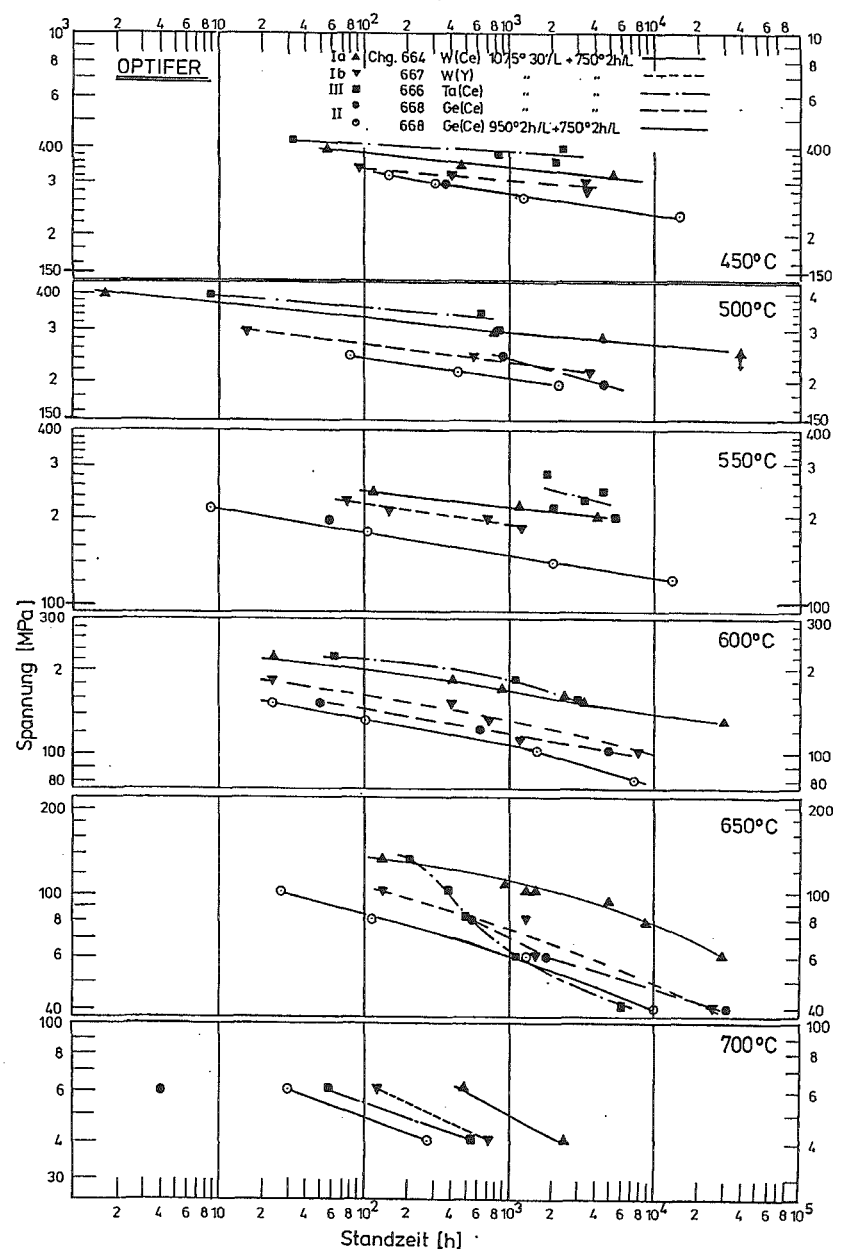


Bild 3b: Zeitstandfestigkeitskurven

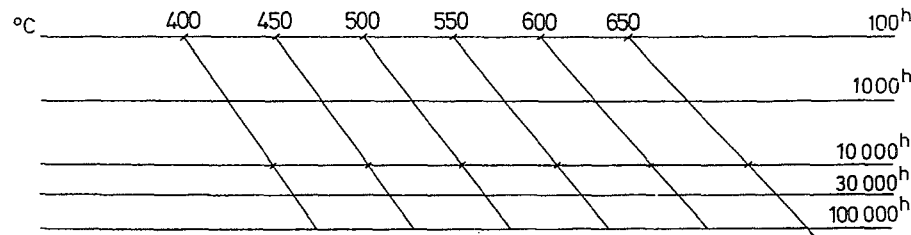
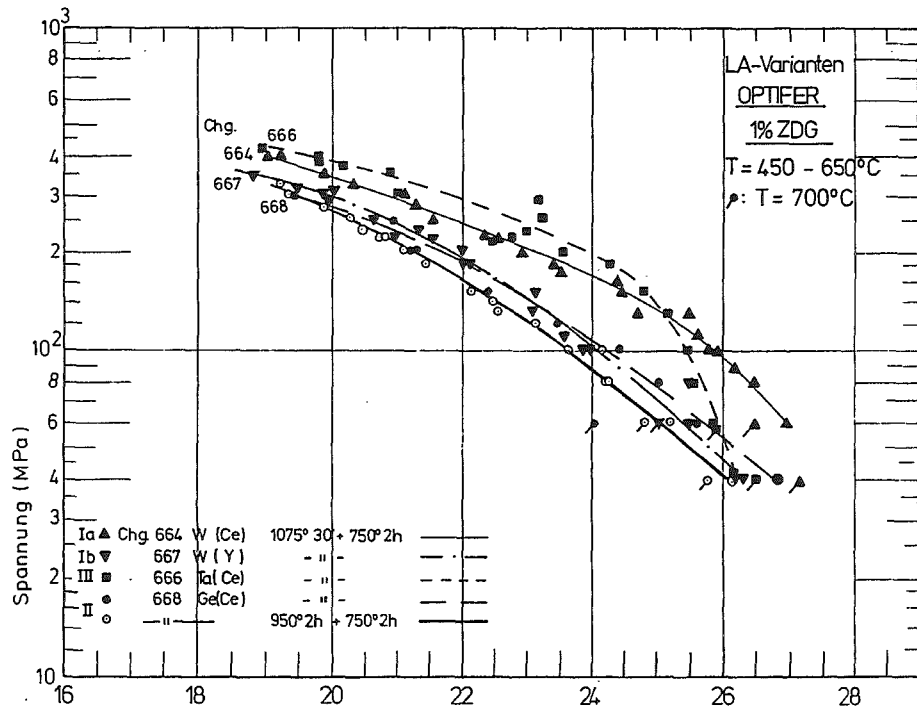


Bild 4a: Zeitstand - Hauptkurve für 1%-Dehnung
(Larson - Miller - Parameter)

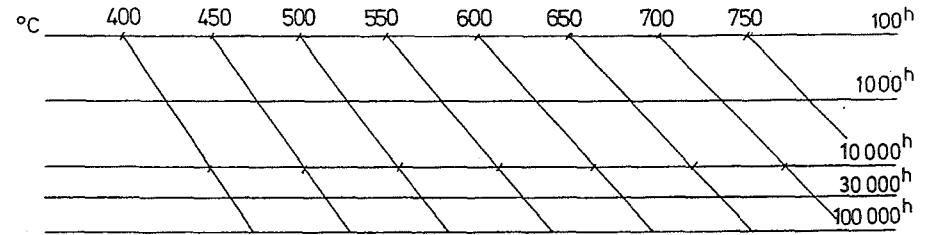
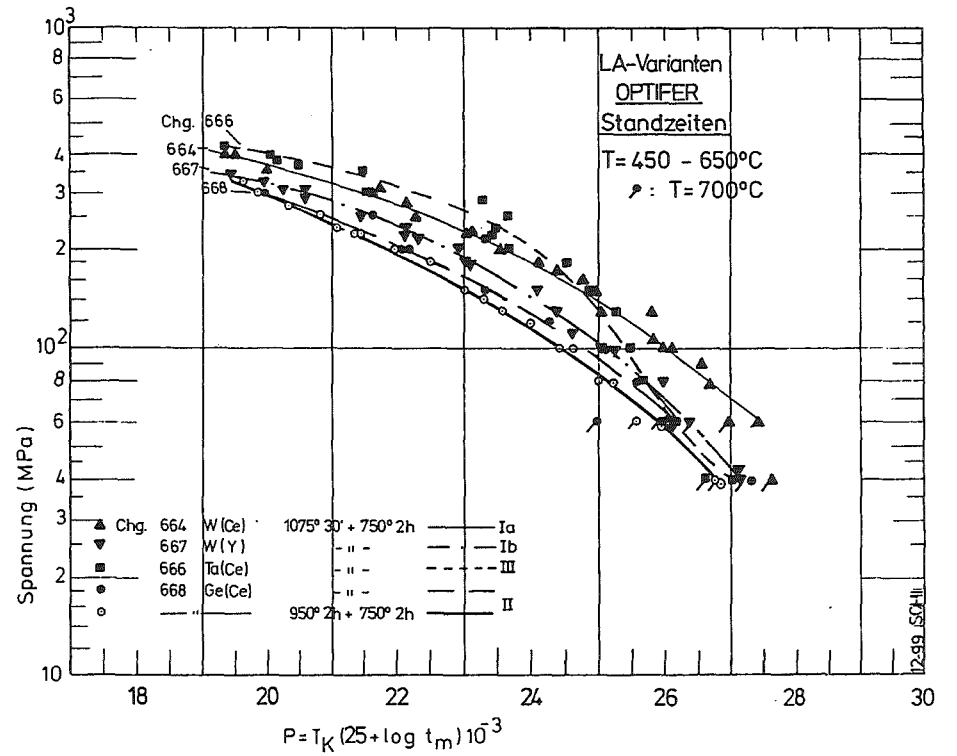
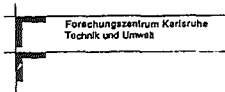
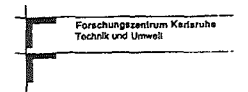


Bild 4b: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)



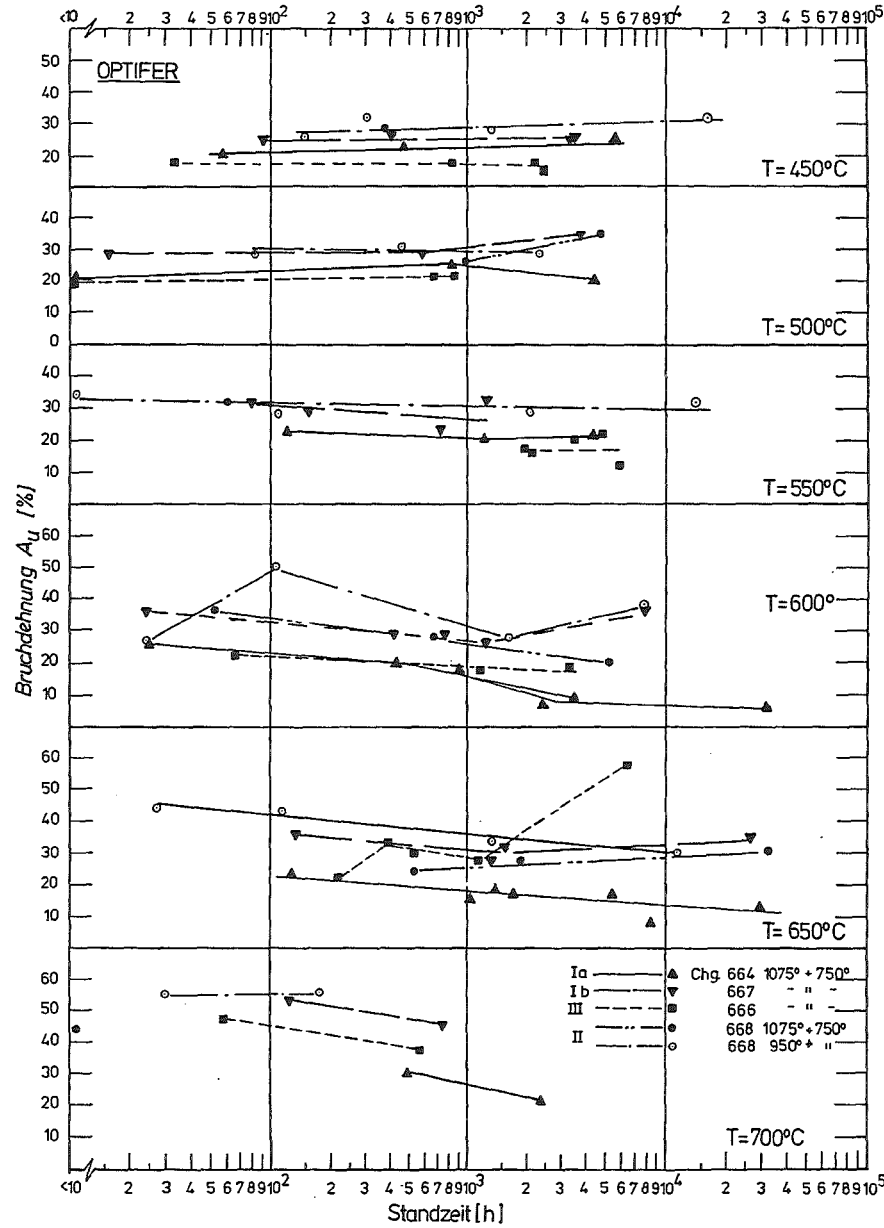


Bild 5a: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

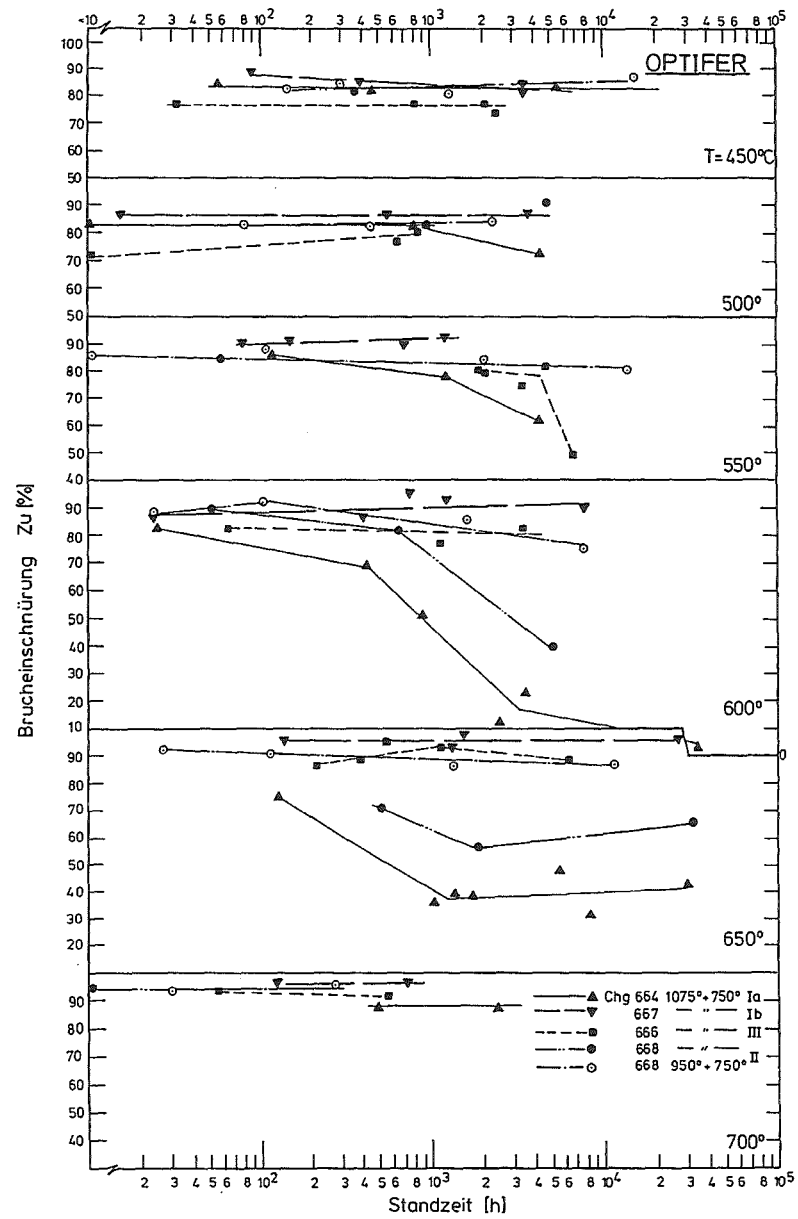


Bild 5b: Brucheinschränkung in Abhängigkeit von der Standzeit

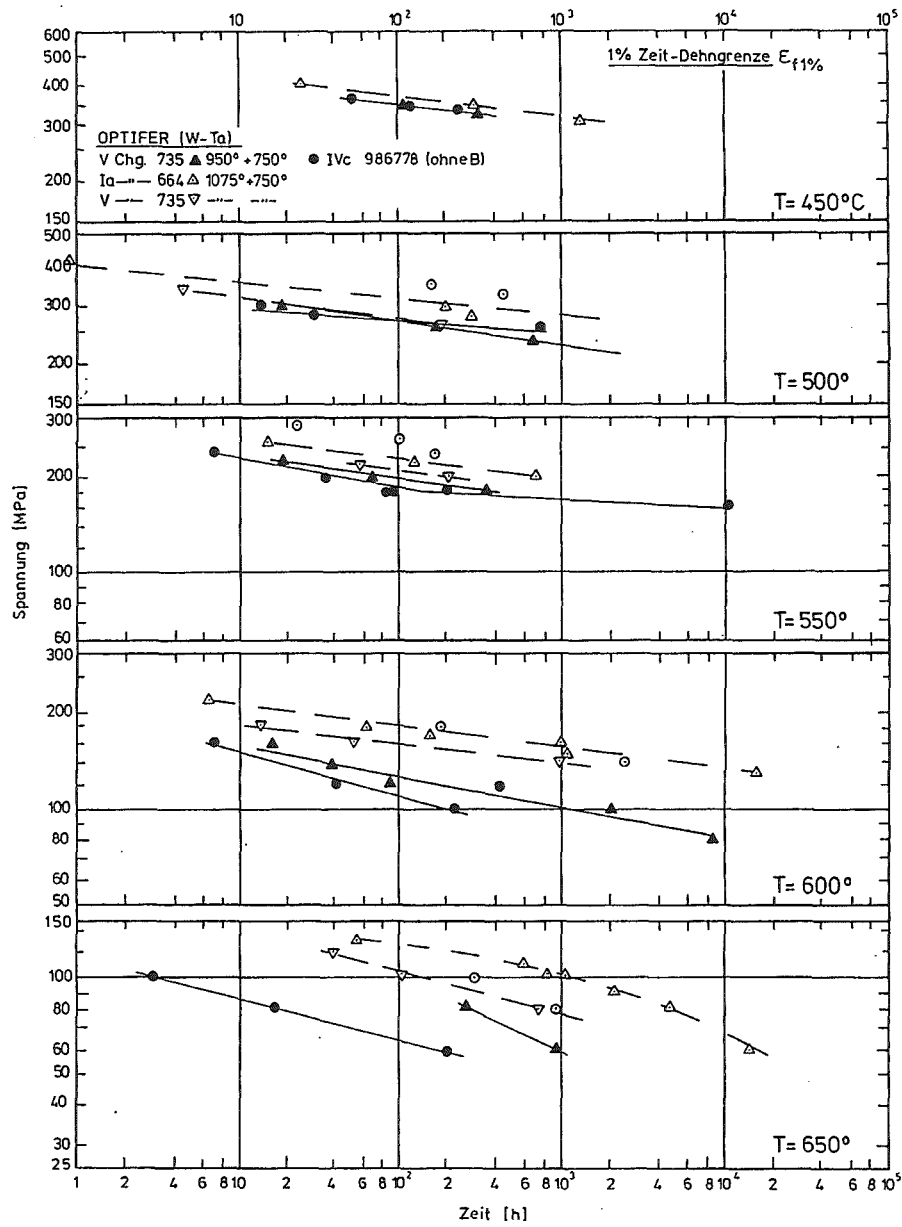


Bild 6a: 1% Zeit - Dehngrenzen - Kurven

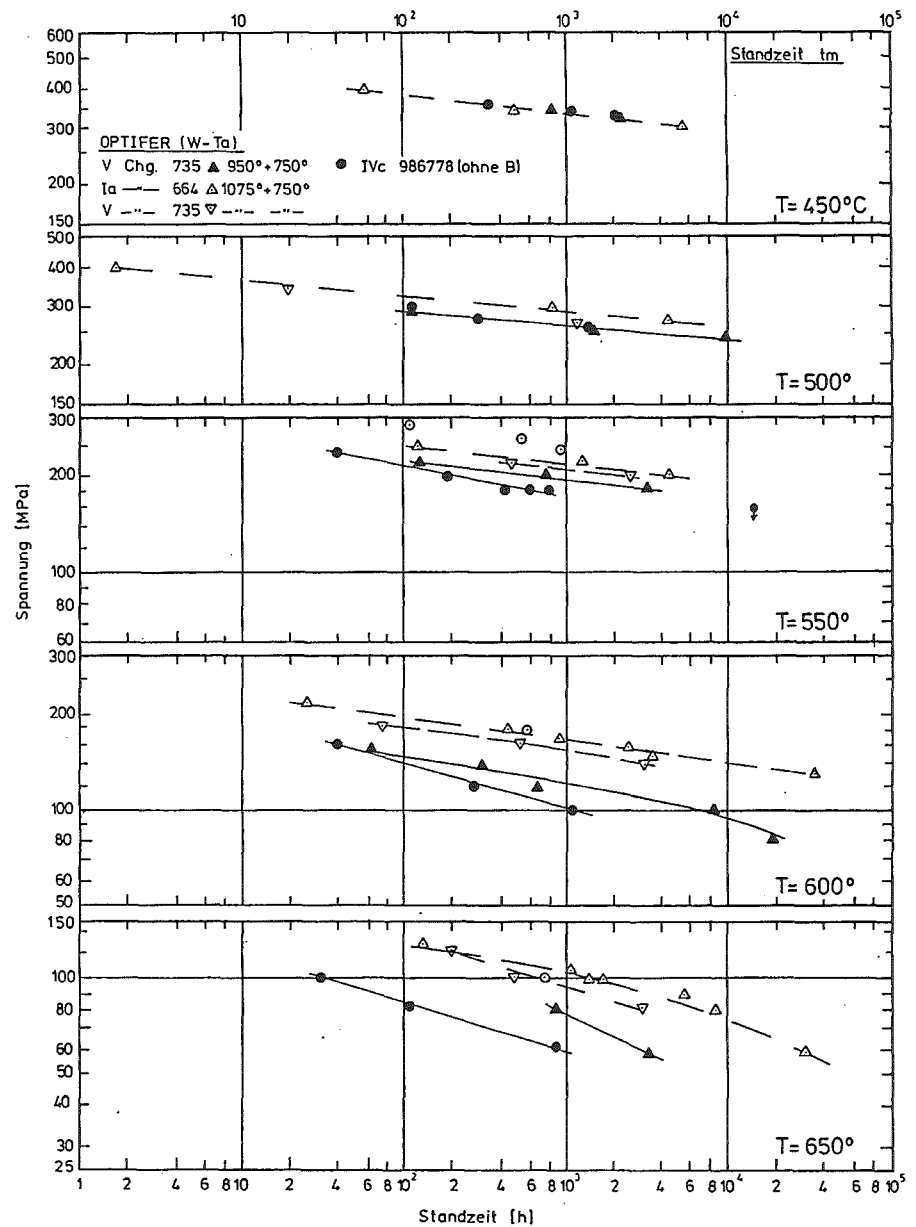


Bild 6b: Zeitstandfestigkeits - Kurven

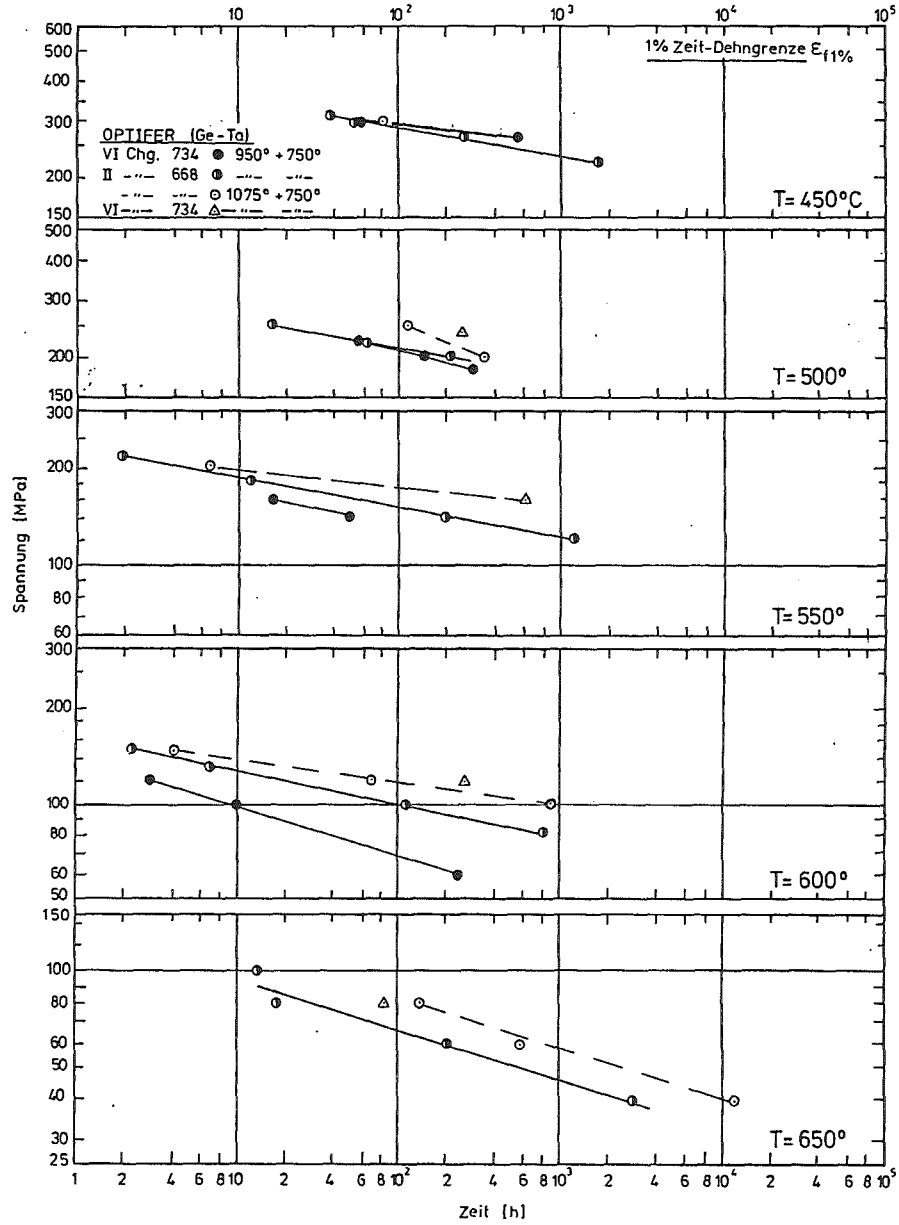


Bild 7a : 1% Zeit - Dehngrenzen - Kurven.

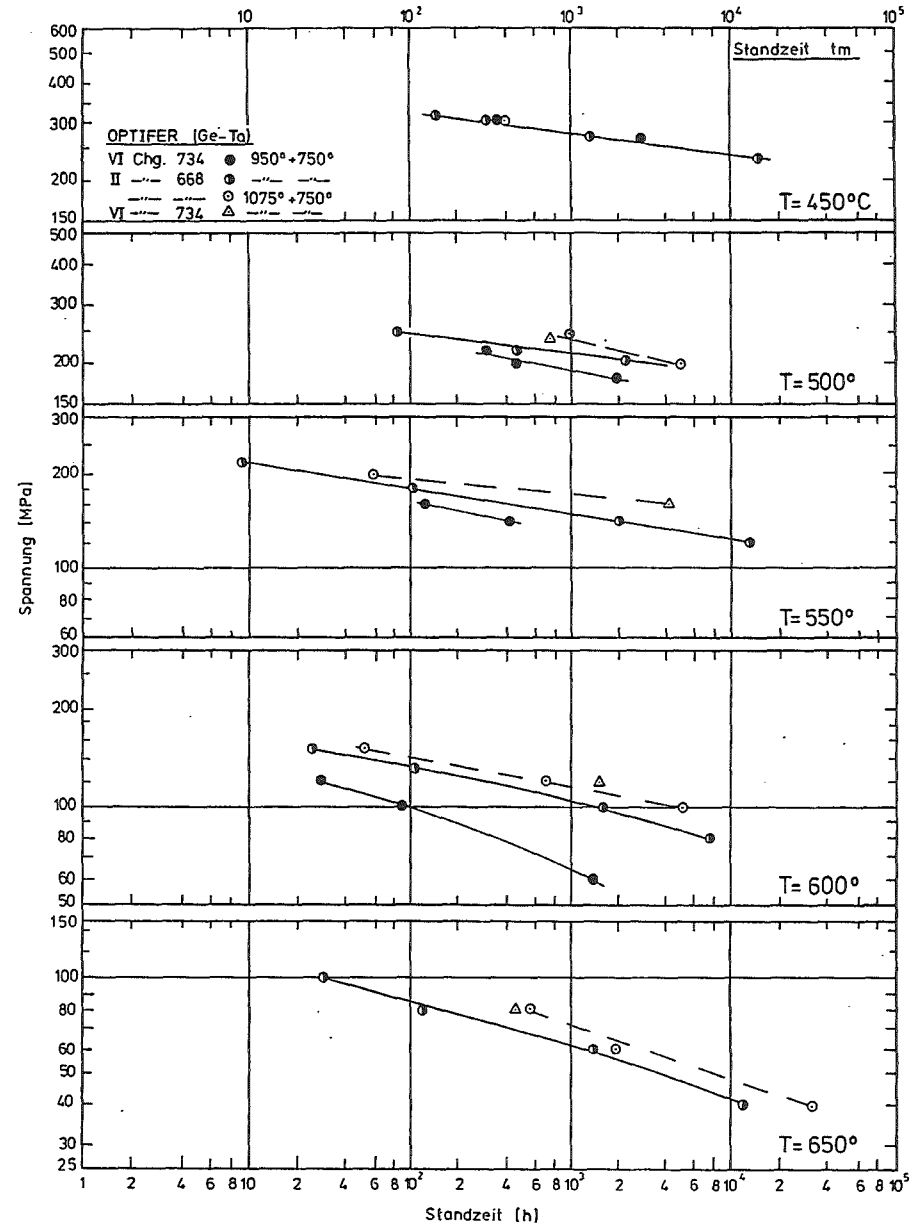


Bild 7b: Zeitstandfestigkeits - Kurven

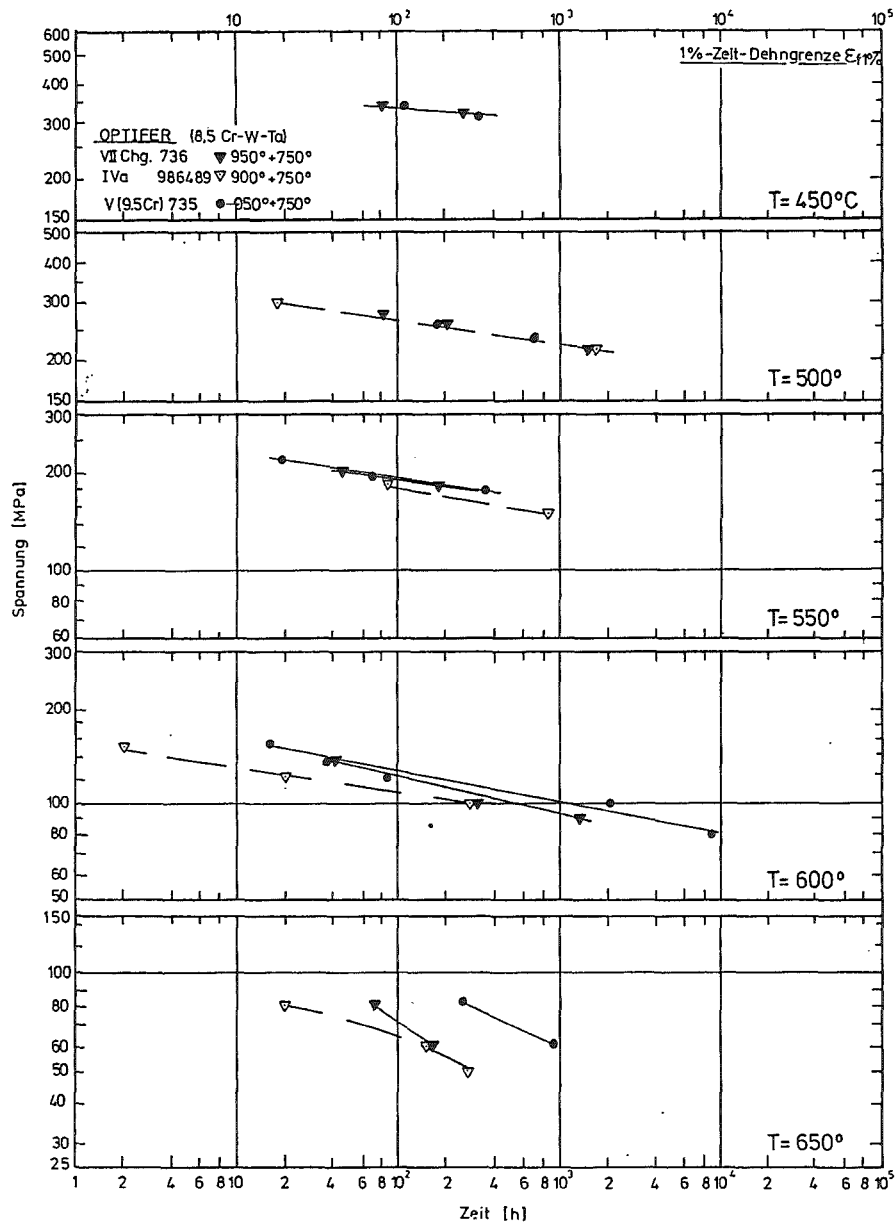


Bild 8a: 1% Zeit-Dehngrenzen - Kurven

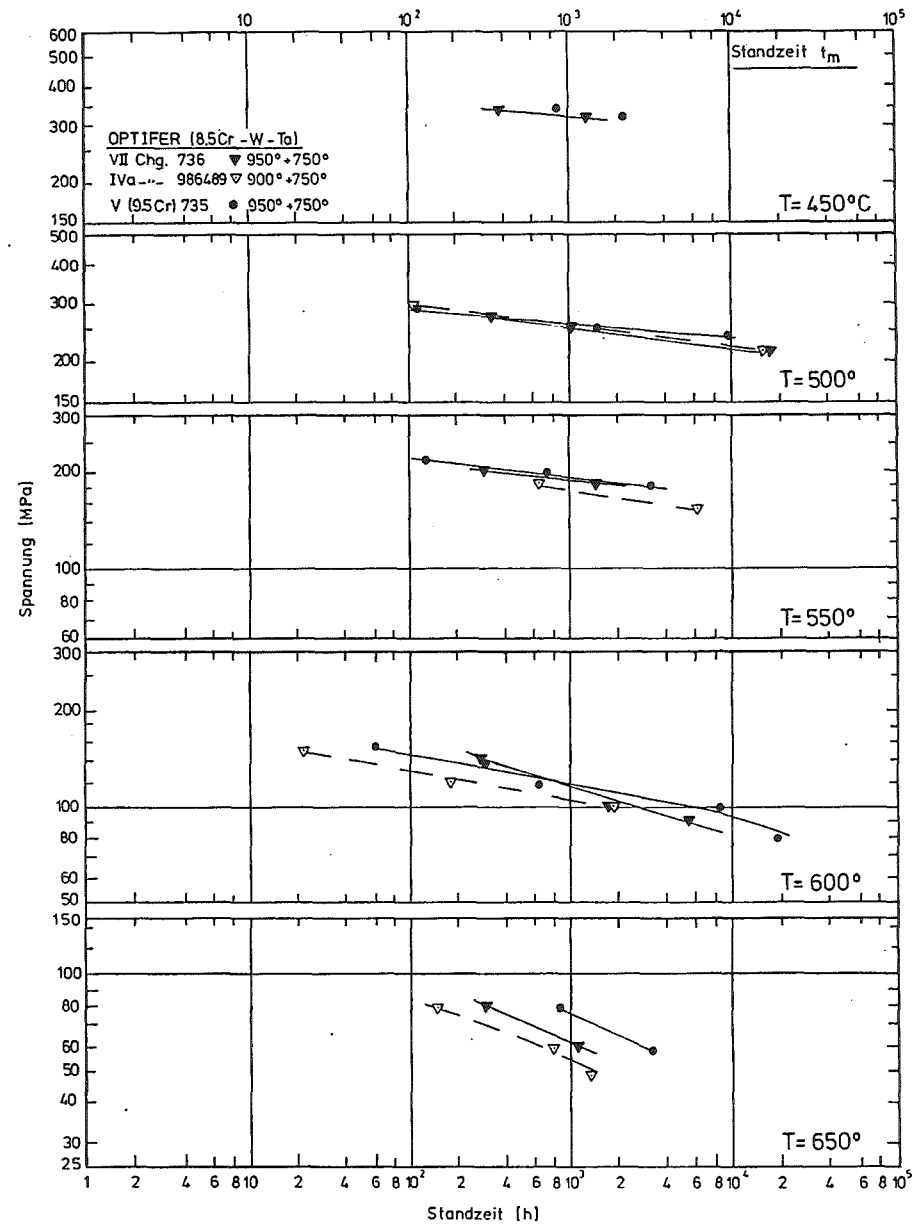


Bild 8b: Zeitstandfestigkeits - Kurven

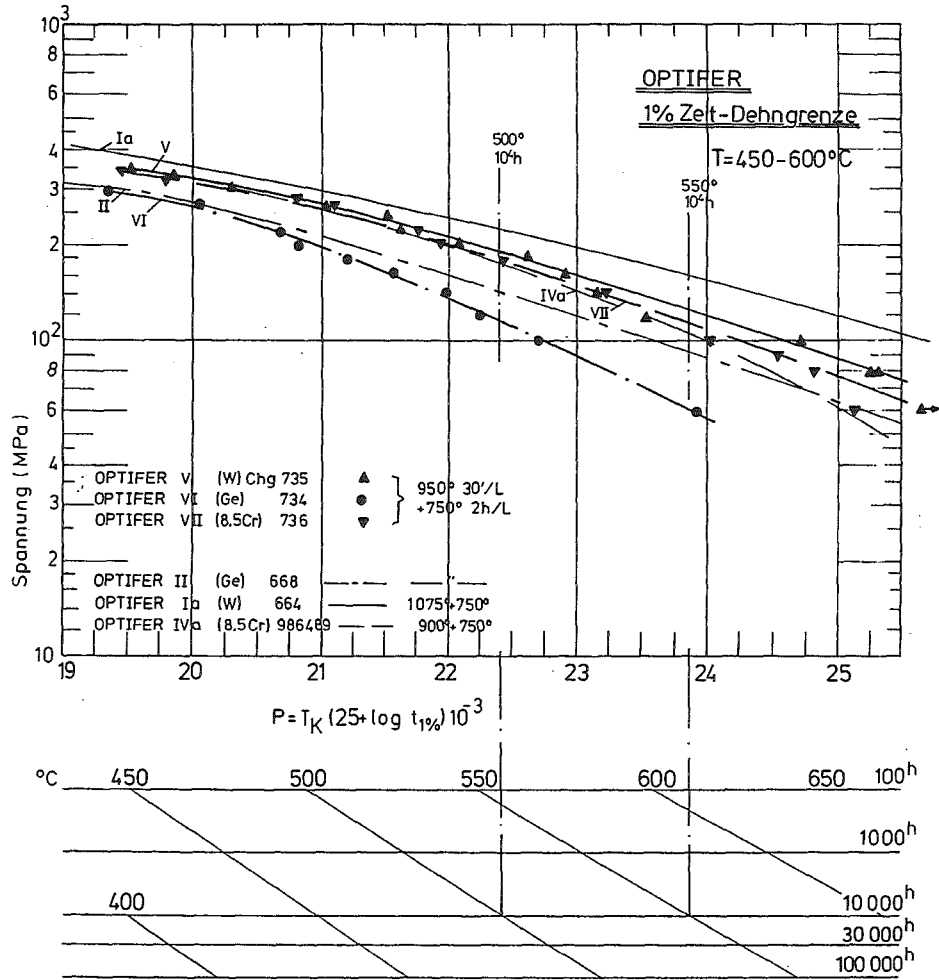


Bild 9a: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

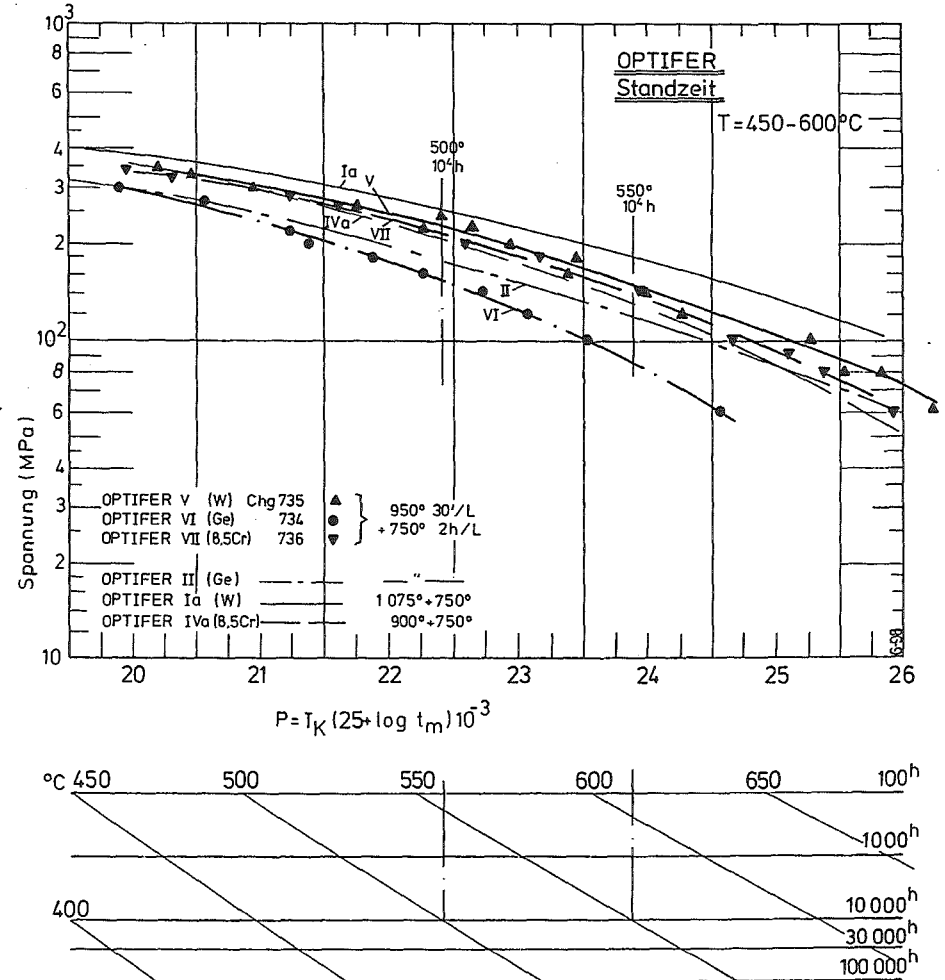
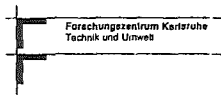
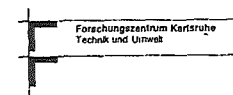


Bild 9b: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)



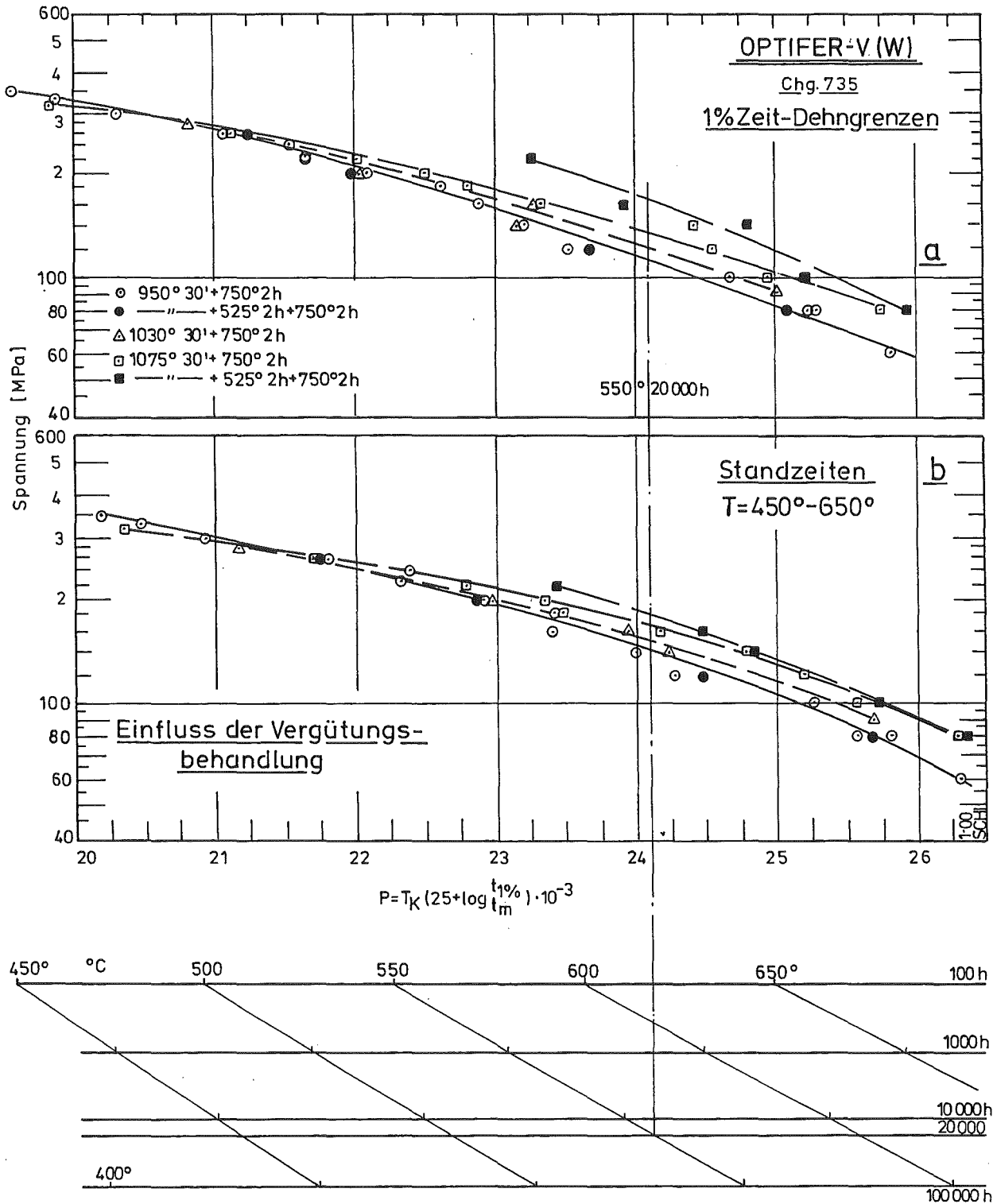


Bild 10: Zeitstand-Hauptkurven
(Larson-Miller-Parameter)

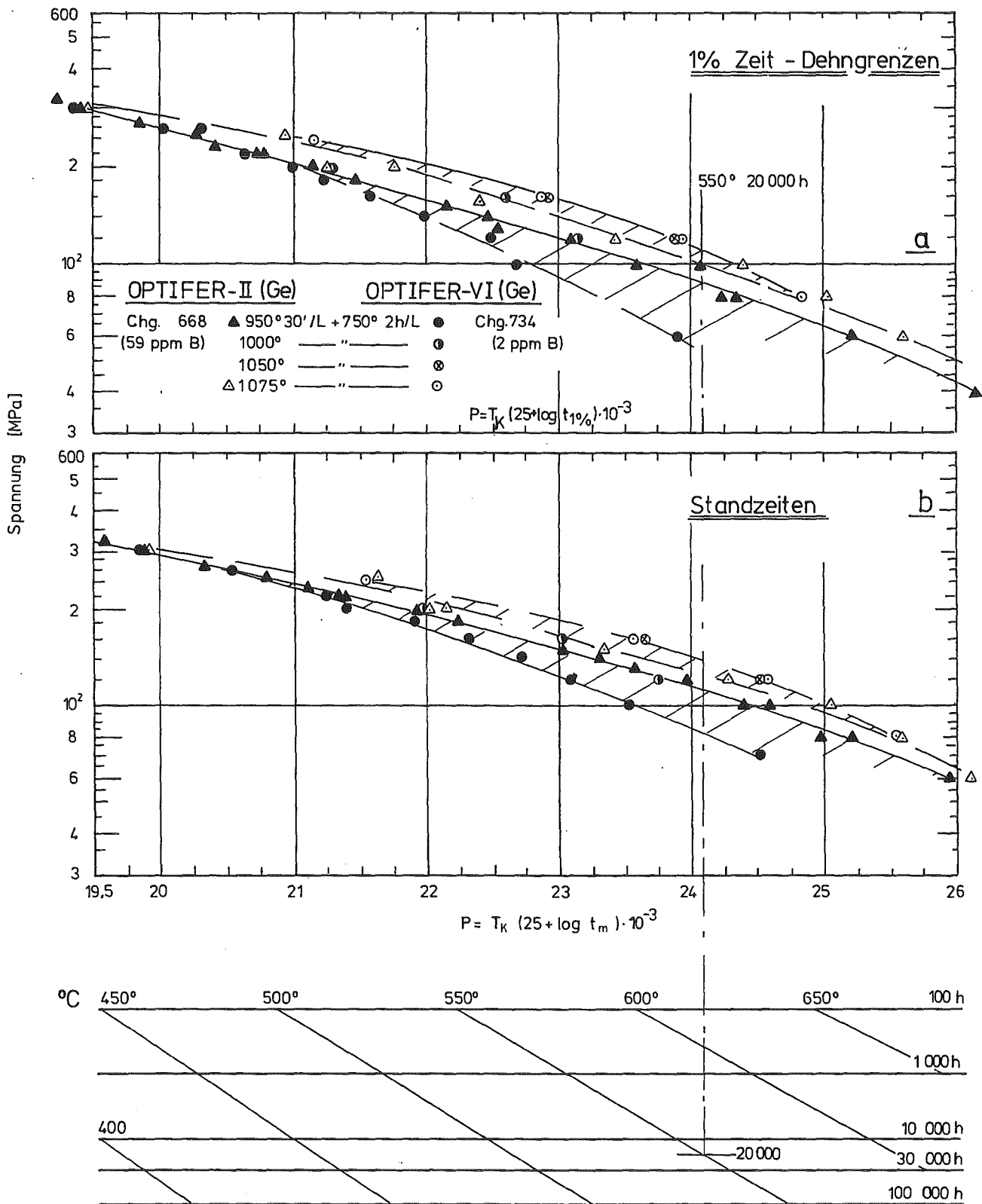


Bild 11: Zeitstand - Hauptkurven
 (Larson - Miller - Parameter)

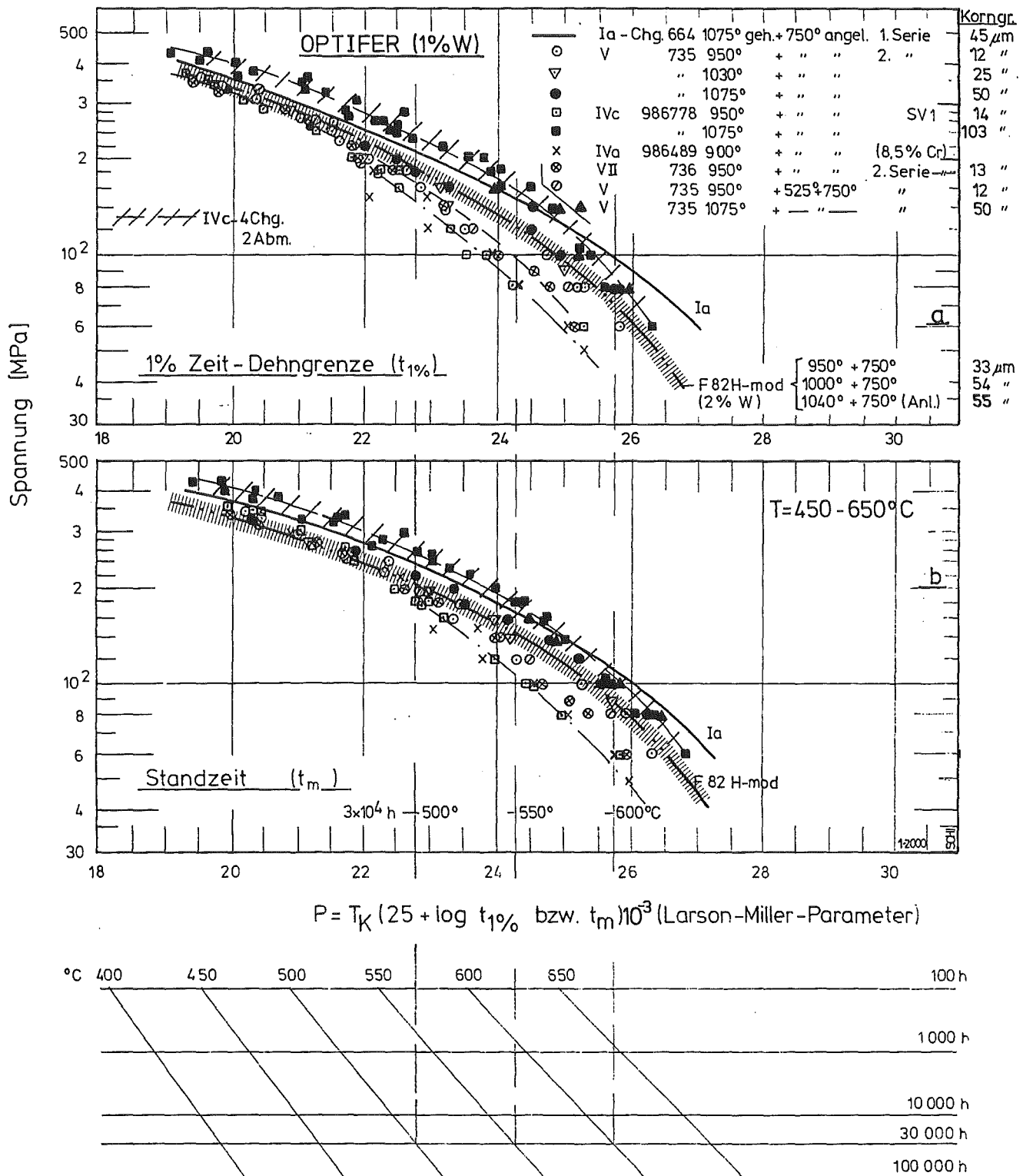


Bild 12 : Einfluß der Härtetemperatur auf die 1% Zeit - Dehngrenze bzw. Standzeit von OPTIFER-Legierungen (mit 1%W) im Vergleich zu F82H-mod (mit 2%W)

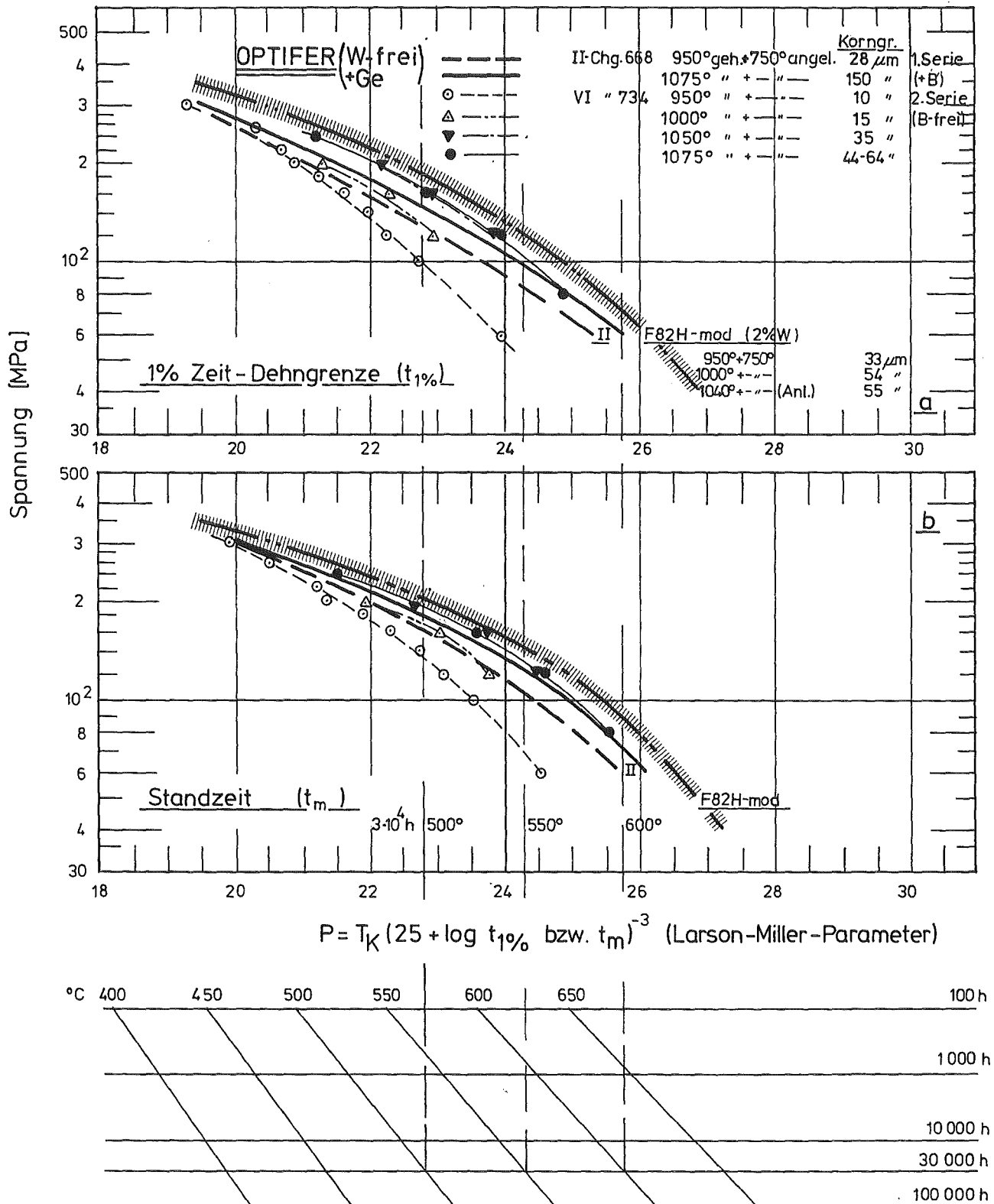


Bild 13 : Einfluß der Härtetemperatur auf die 1% Zeit-Dehngrenze bzw. Standzeit von OPTIFER-Legierungen (ohne W, +Ge) im Vergleich zu F82H-mod (2%W).

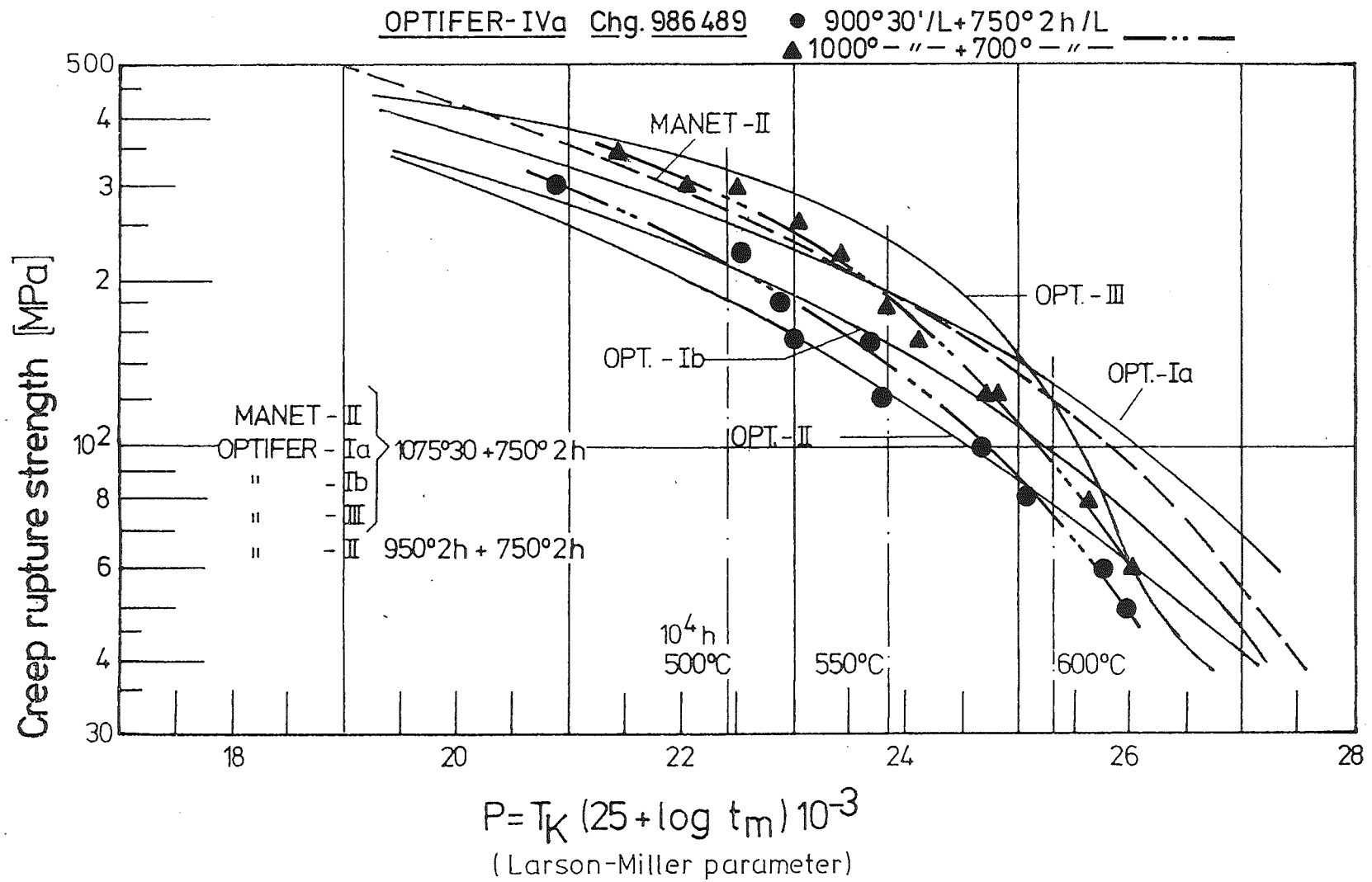


Fig. 14

Master-curve

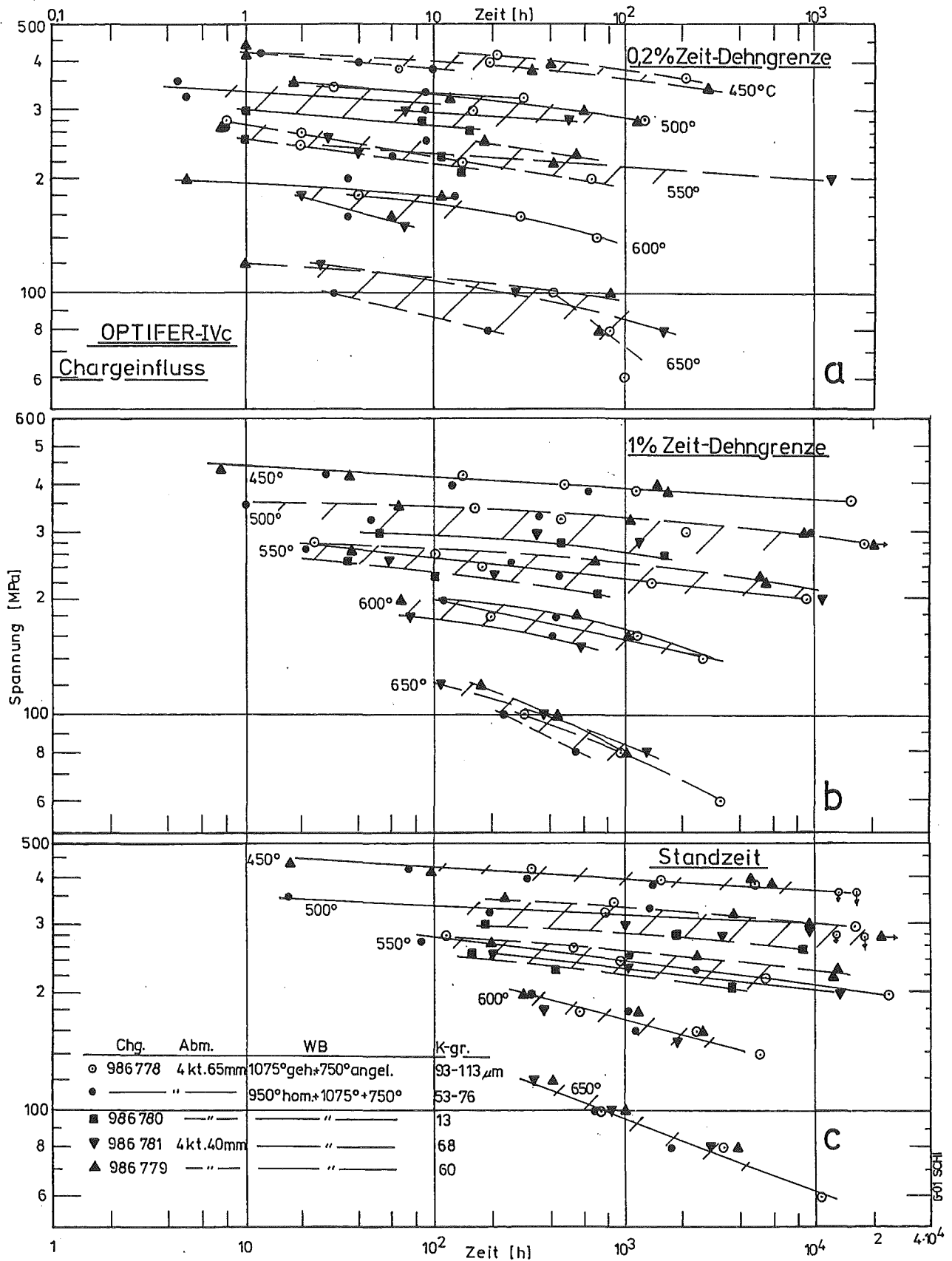


Bild 15: Zeitstand-Schaubild

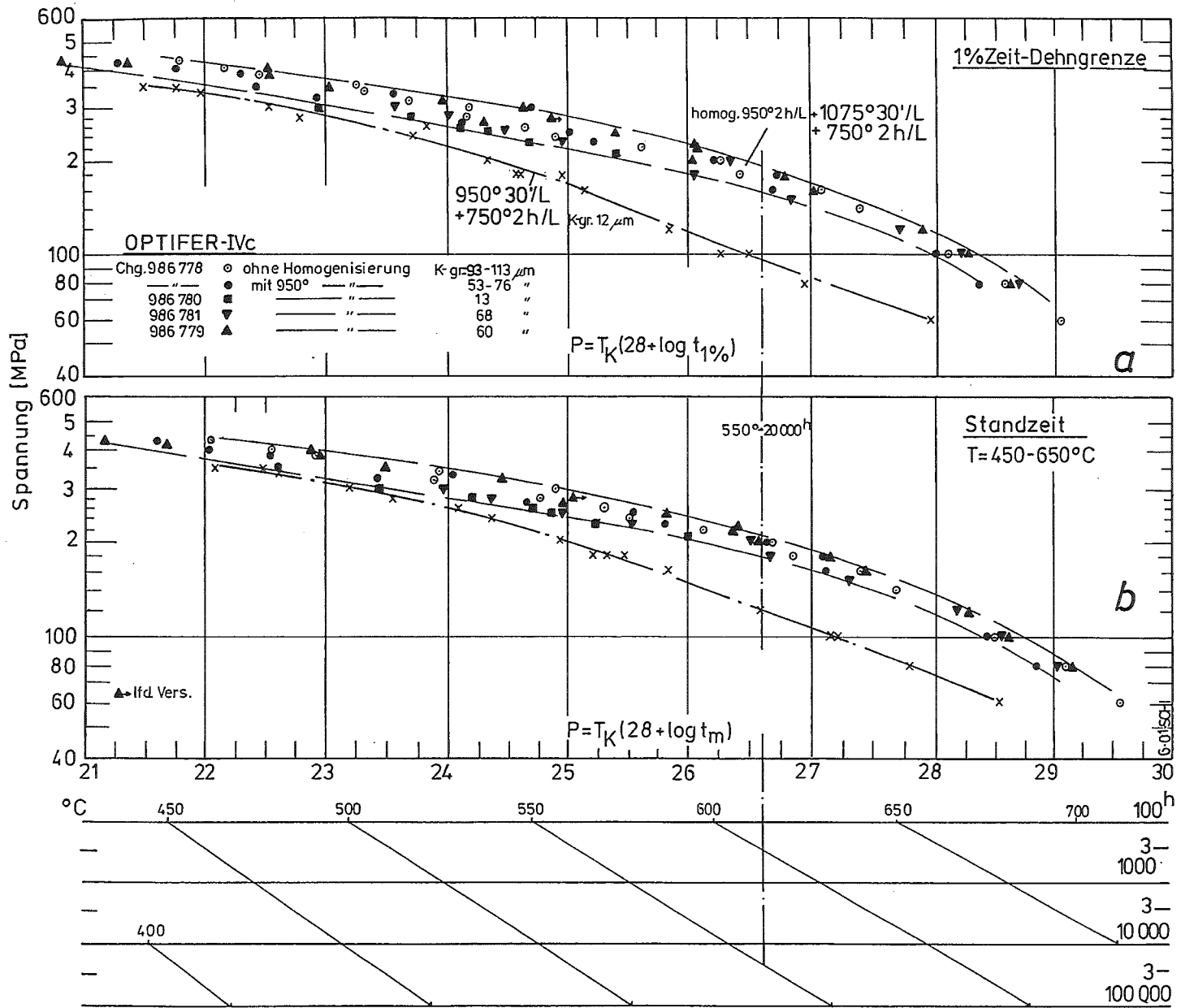


Bild 16: Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller Parameter) Chargeneinfluss

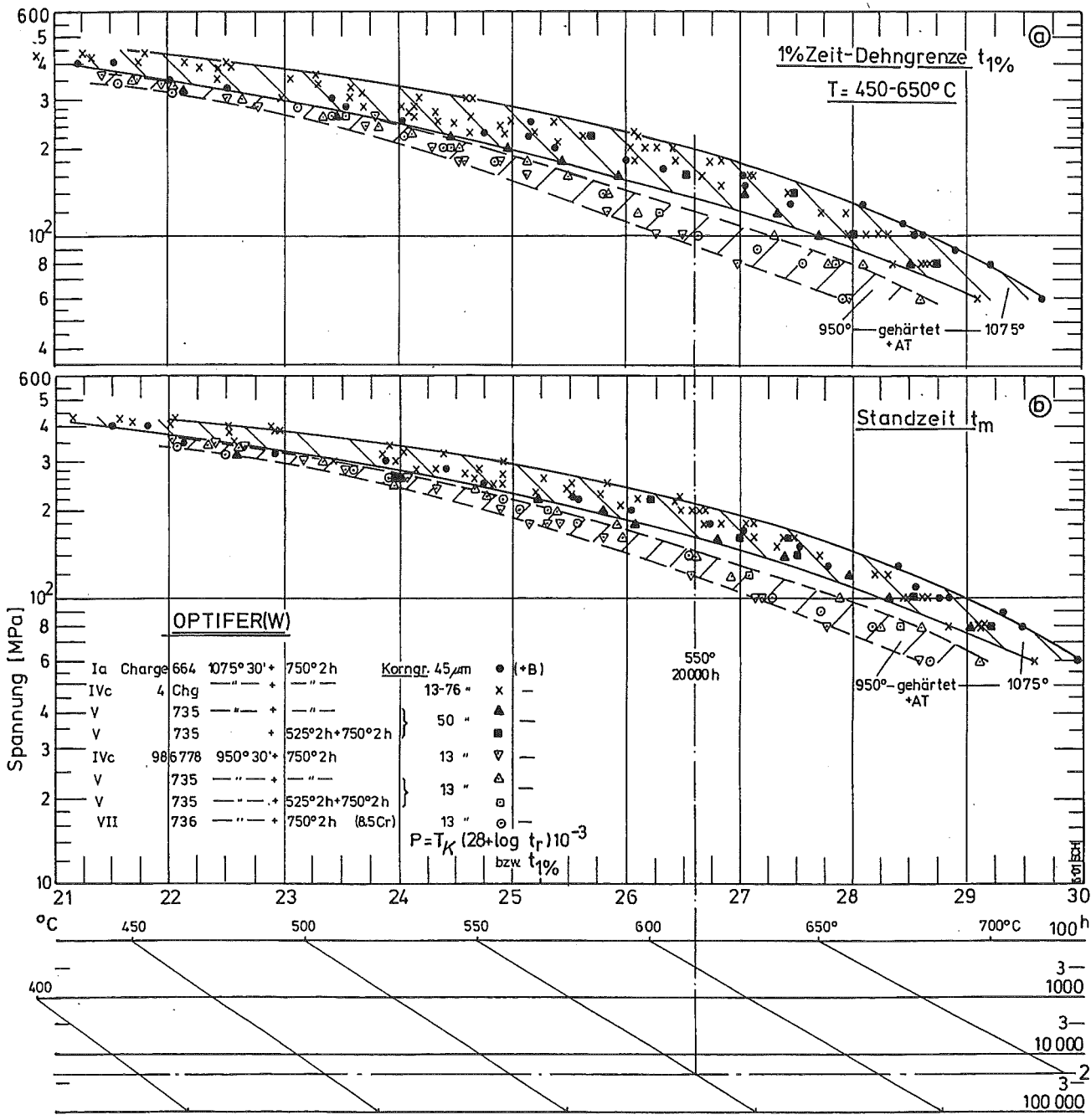


Bild 17: Zeitstand-Hauptkurve (Larson-Miller-Parameter) Einfluss der Vergütungsbehandlung und Chargenvariation.

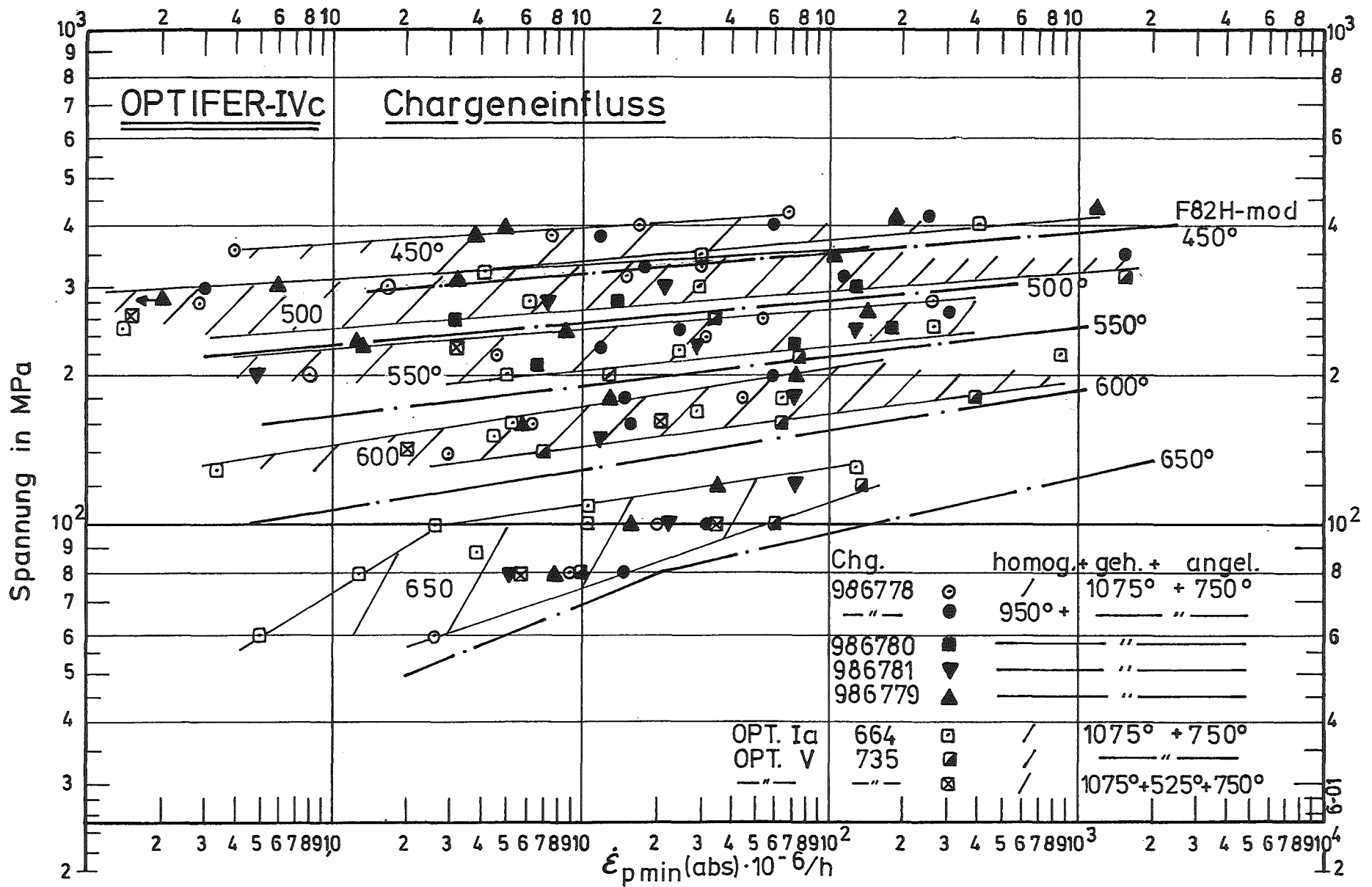


Bild 18 Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

OPTIFER-IVc (1W)

Charge:986778 - 4kt. 65mm	/	950°C geh.+750°C angel.	*
"-	/	1075°C geh.+750°C angel.	○
"-		homog. 950°C+ 1075°C geh.+750°C angel.	●
986780 - 4kt. 65mm		"-	■
986781 - 4kt. 40mm		"-	△
986779 - 4kt. 40mm		"-	▲
664 - OPT.-Ia		"-	□
735 - OPT.-V		"-	+

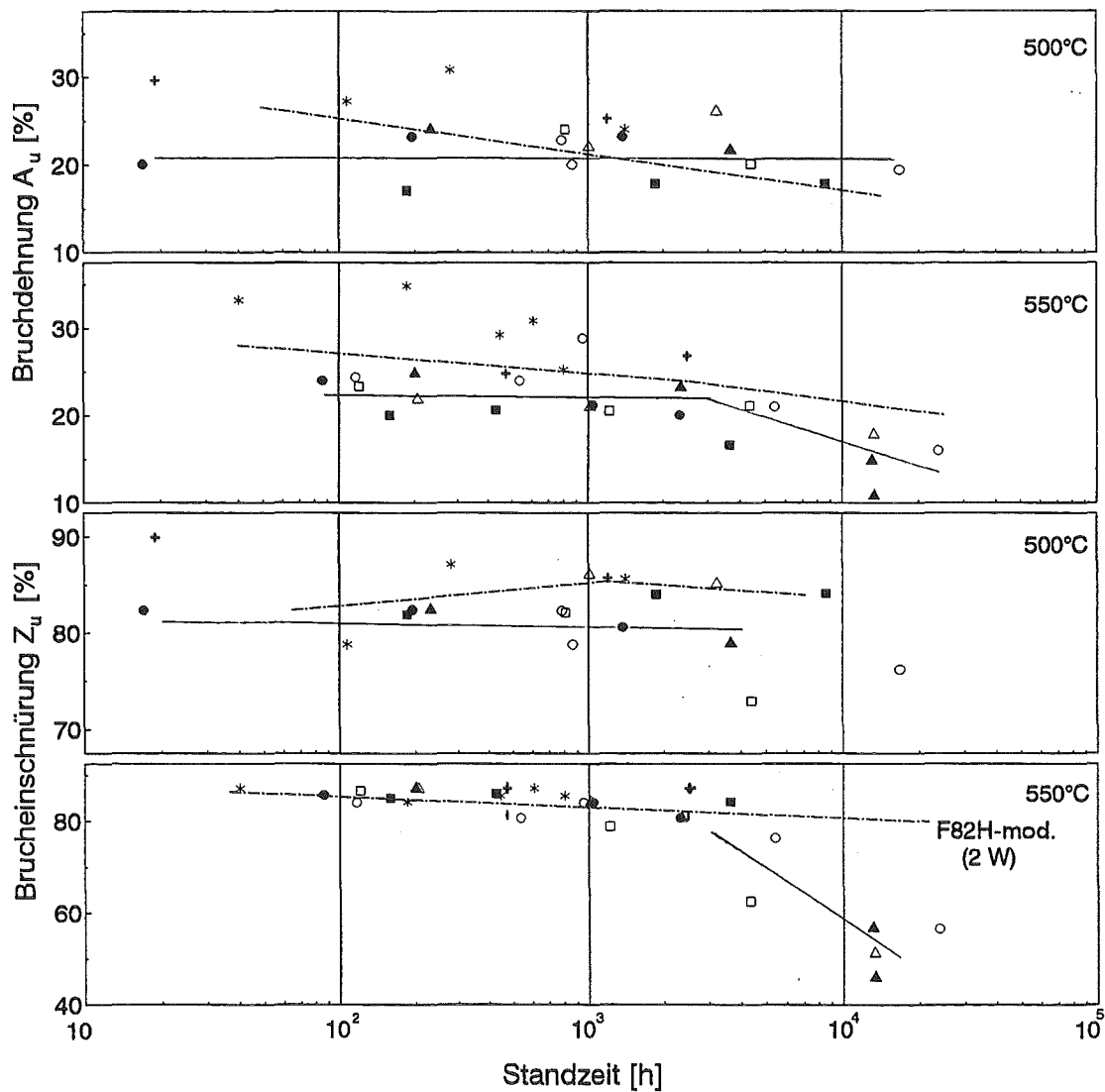
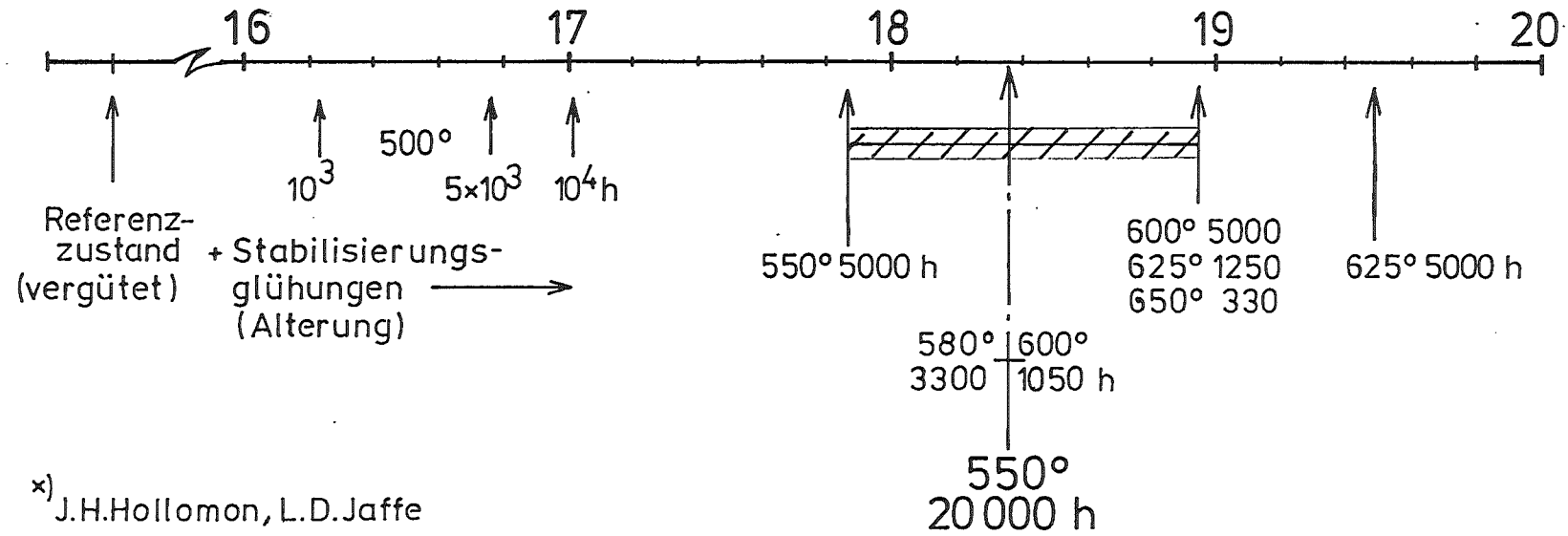


Bild 19: Bruchdehnung und -einschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

Hollomon-Jaffe-Parameter^{x)} $P = T_K (18 + \log t) 10^3$



x) J.H.Hollomon, L.D.Jaffe
 "Time-temperature relations
 in tempering steels."
 Trans. of the Am.Inst.of Mining
 and Mat.Eng.162/1945 pp 223-249

Bild 20

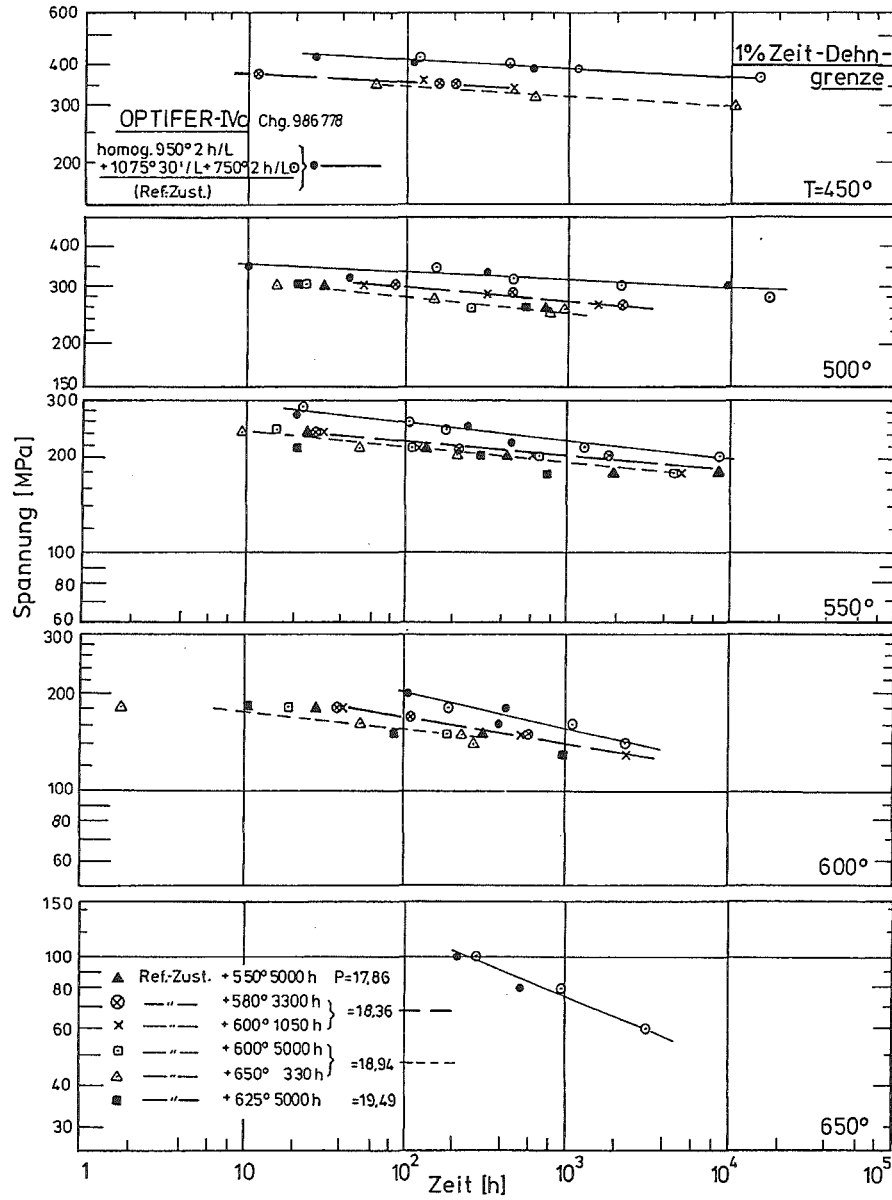


Bild 21a: 1% Kriechdehnung in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

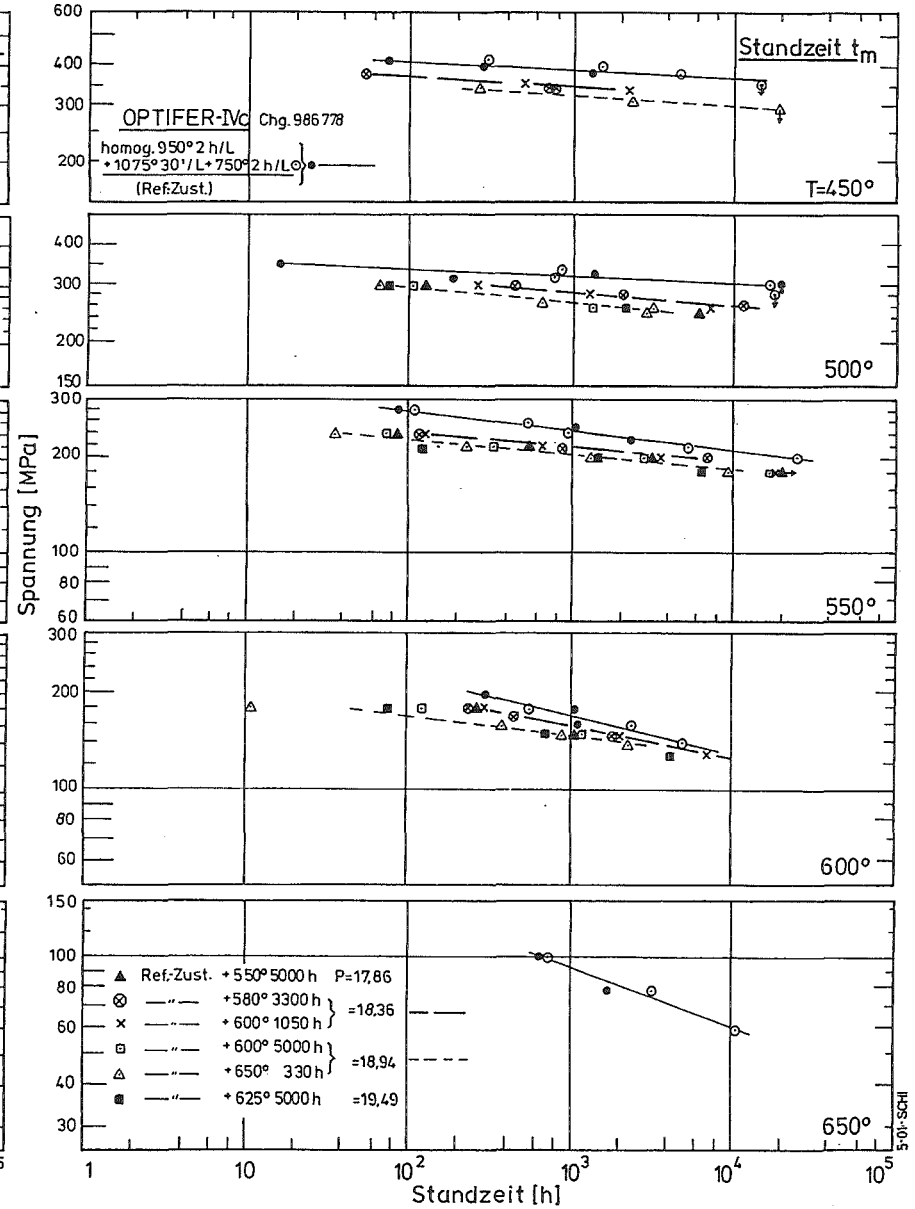


Bild 21b: Standzeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

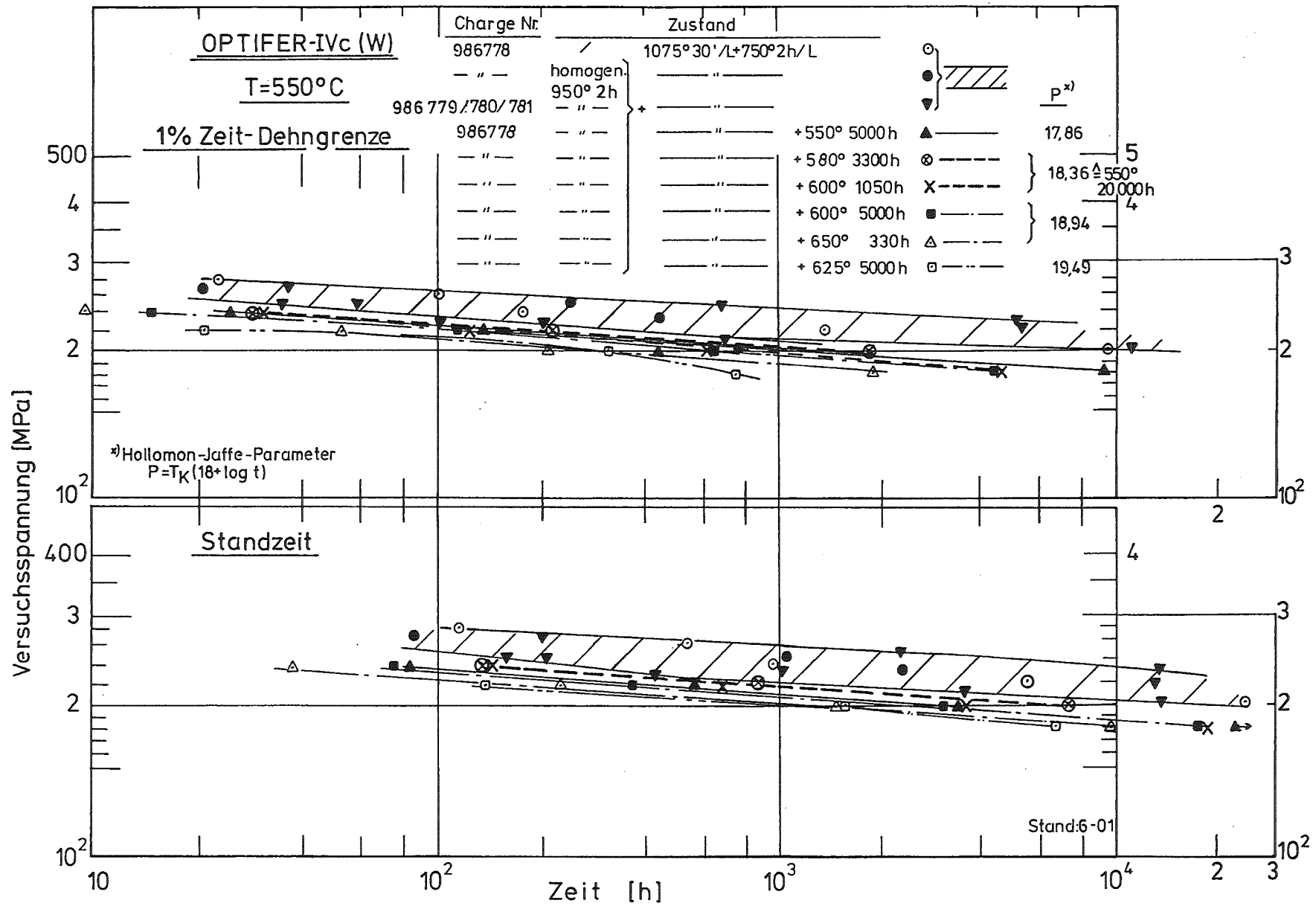


Bild 22: Einfluß der Vergütungsbehandlung und Stabilisierungsglühungen (Alterung) auf die 1% Zeit-Dehngrenze und Standzeit.

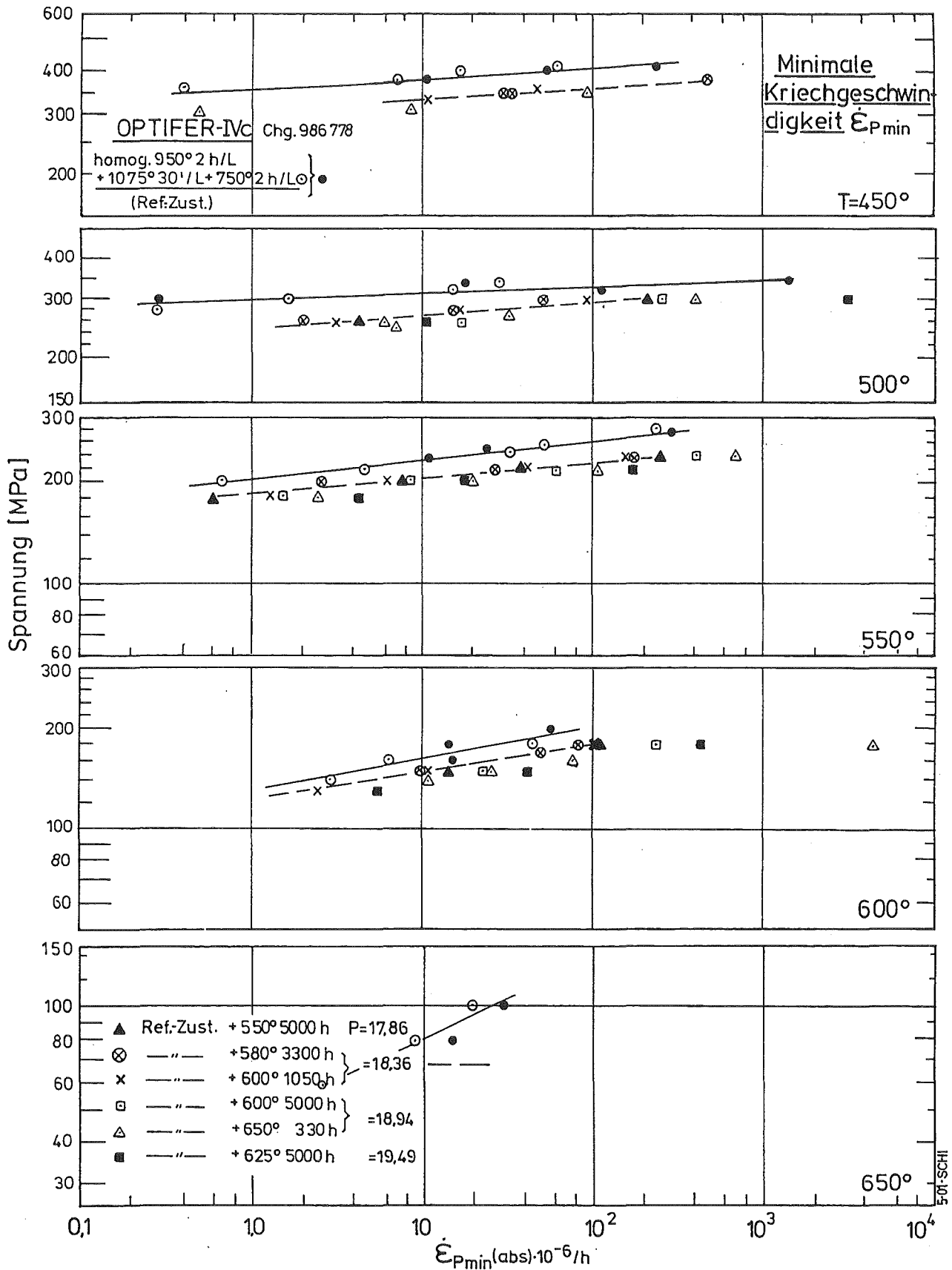


Bild 23: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Versuchsspannung

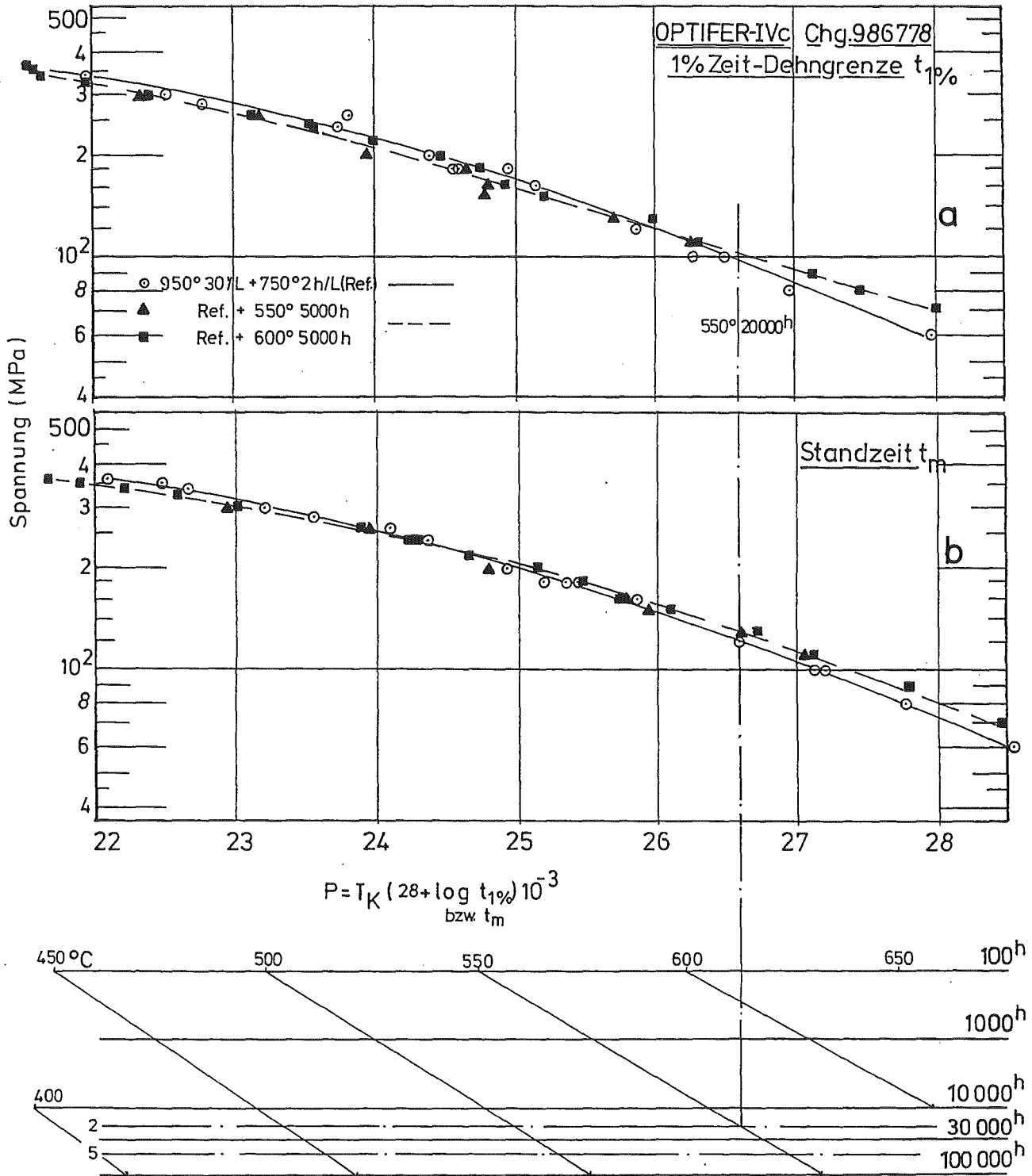
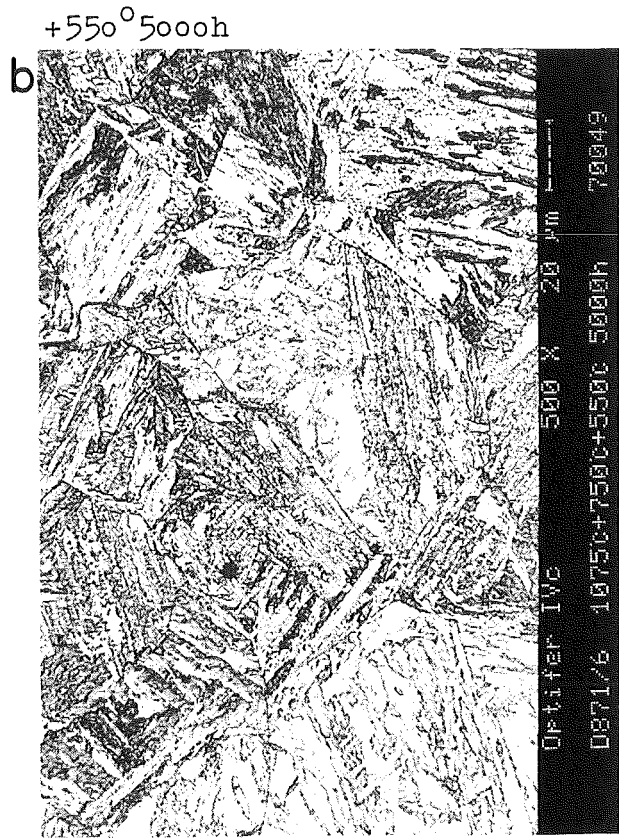


Bild 24: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

vergütet 1075°30min + 750°2h



HV30=203-205



HV30=204-206

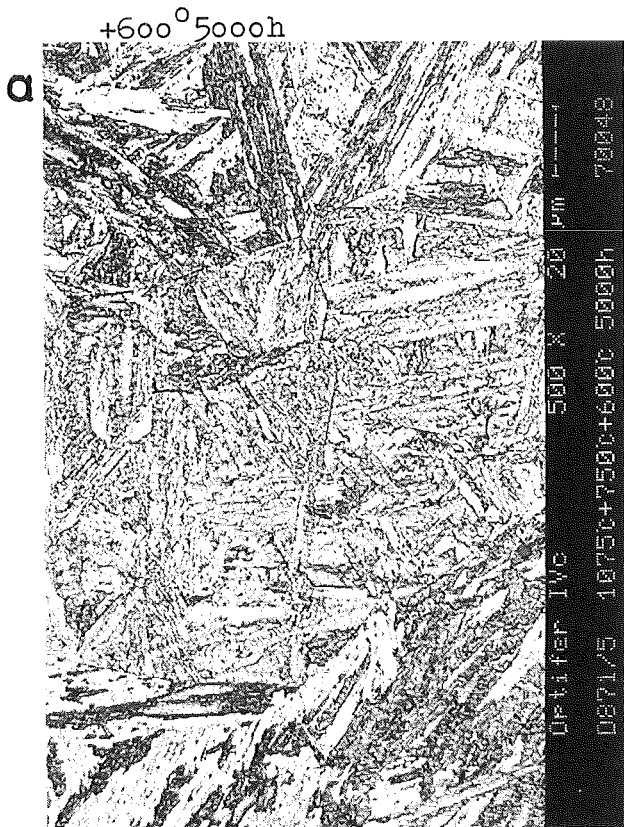


HV30=214-216



HV30=214-217

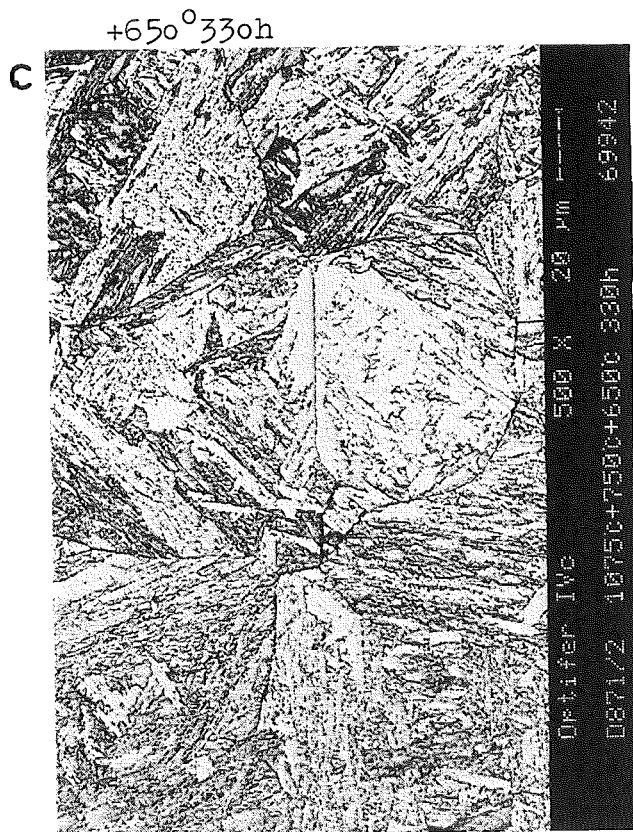
vergütet 1075°30min + 750°2h



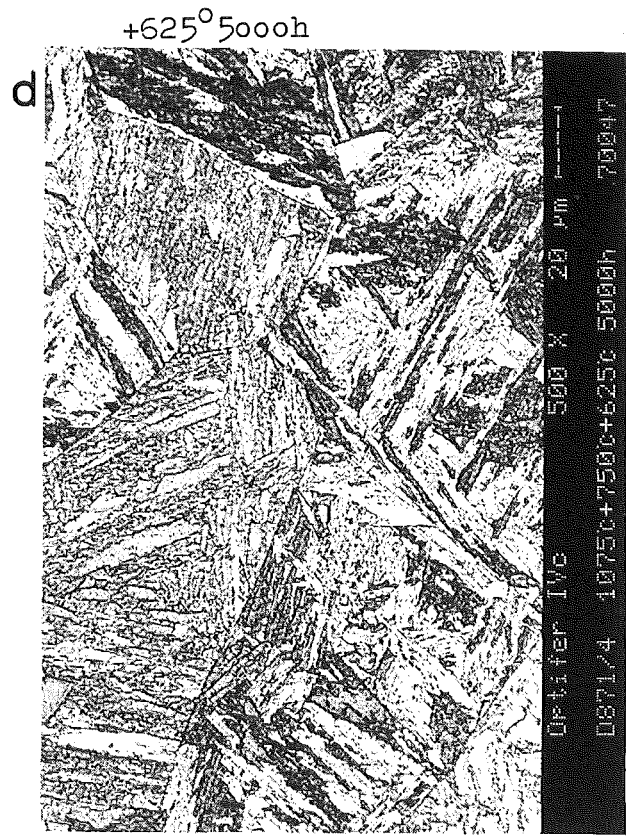
HV30=203-205



HV30=202-205

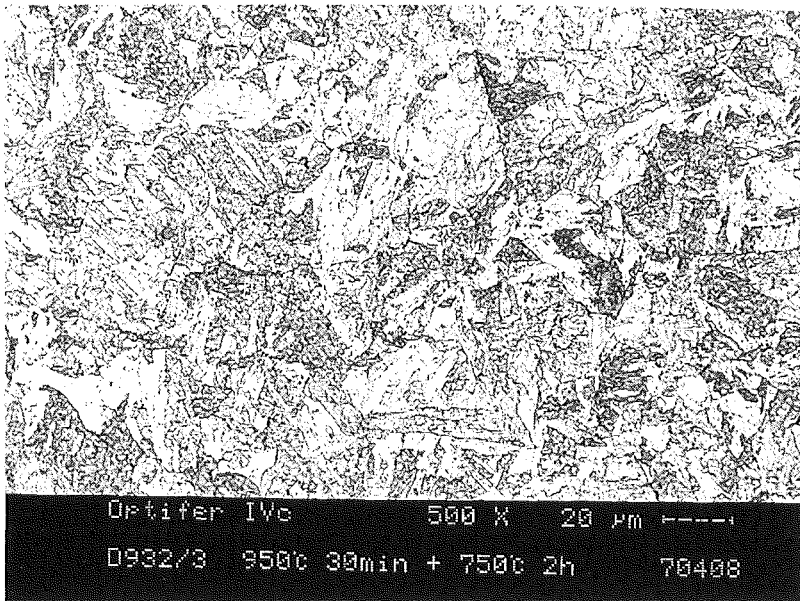


HV30=205-206



HV30=200-203

a)



HV₃₀=201-204

OPTIFER-IVc

Chg.986778

vergütet=950°30min

+750°2h

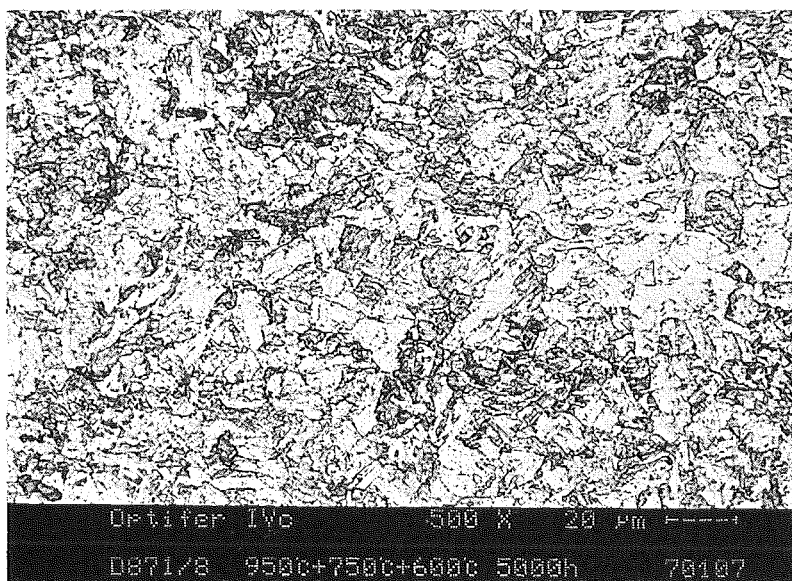
b)



HV₃₀=204-206

vergütet
+550°5000h

c)



HV₃₀=204...

vergütet
+600°5000h

HV₃₀ 625°
5000h

=200-203

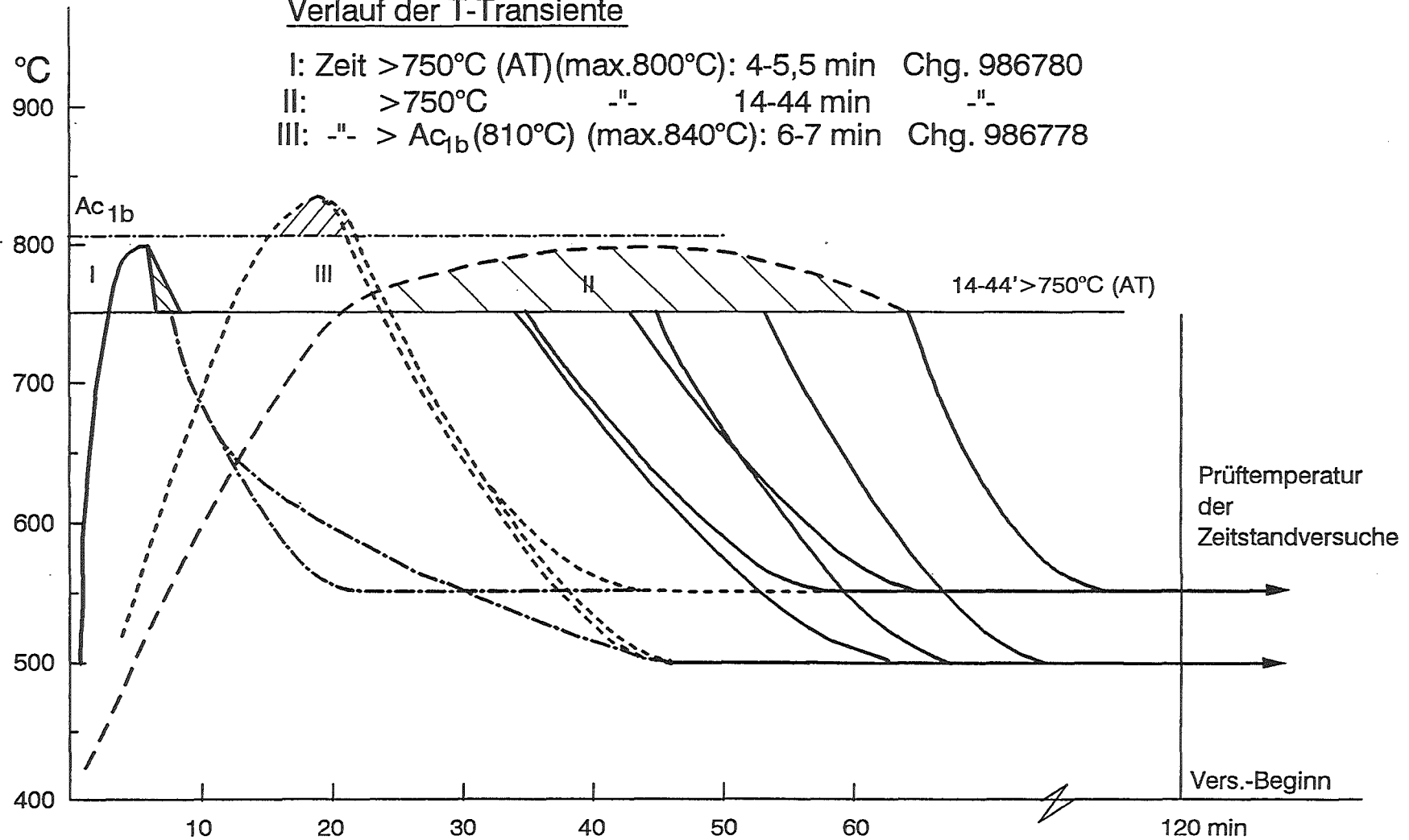
OPTIFER -IVc

Zust.: vergütet (1075°C+750°C)

Verlauf der T-Transiente

I: Zeit >750°C (AT)(max.800°C): 4-5,5 min Chg. 986780

II: >750°C -"- 14-44 min -"-

III: -"- > Ac_{1b}(810°C) (max.840°C): 6-7 min Chg. 986778Bild 29

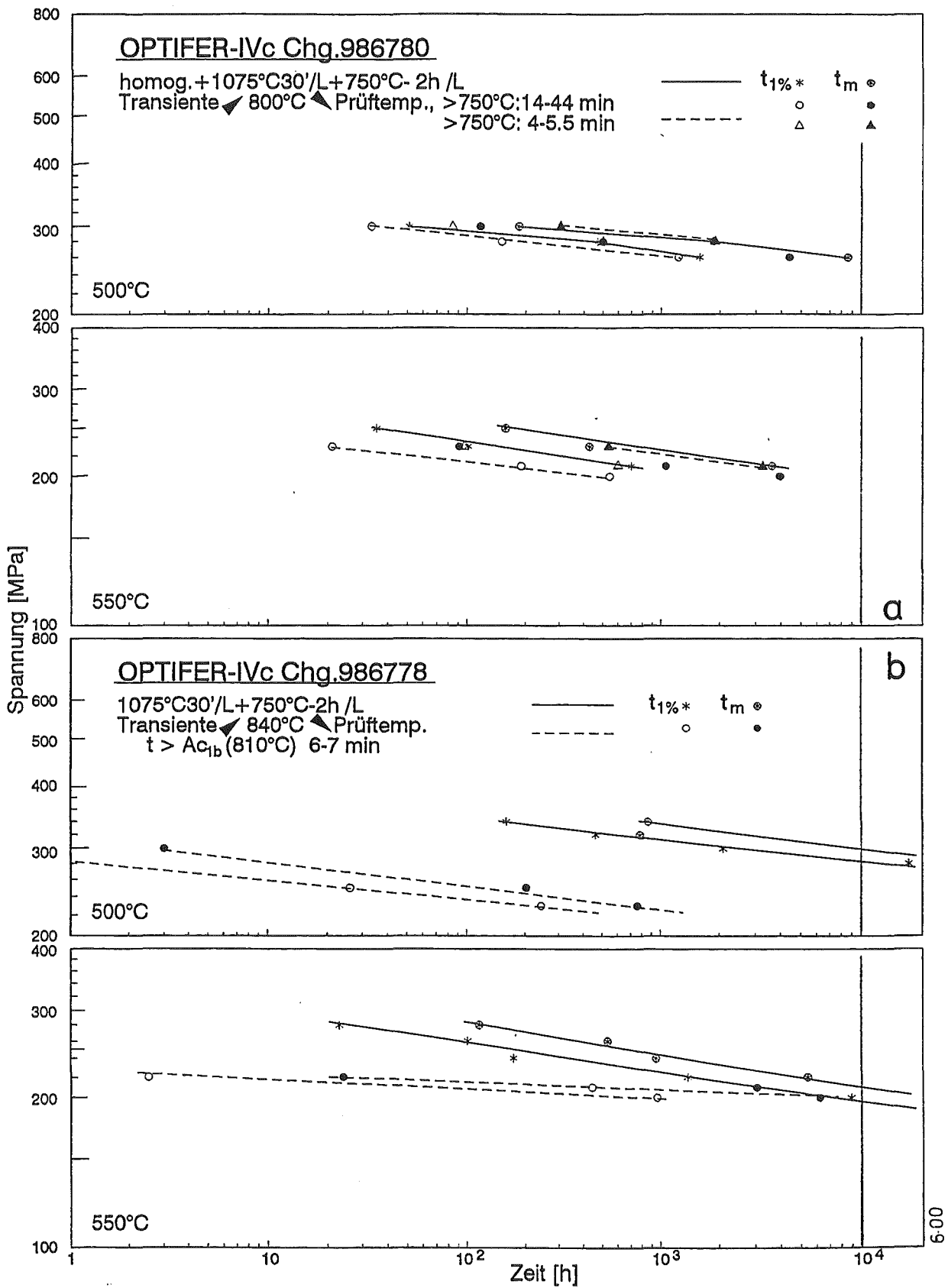


Bild 30: Einfluss von Temperatur-Transienten auf 1% Zeit-Dehngrenze u. Standzeit

- a) 1. F82 H-mod Chg. 9741: ↗ 875° ↘ Prüftemperatur; t oberhalb A_{c1b} : 7-9 min [25] (FZKA 6265)
 b) 2. MANET-II " 50805: ↗ 850° ↘ " " " " " " : 4-13 " [21] (FZKA 5722)
 bzw. 18-30 " " " " " " : 21-36 " [30] (steel research) 6/93
 c) 3. RNO D 1.4914 " 53093: ↗ 850° ↘ " " " " " " : 21-36 " [30]

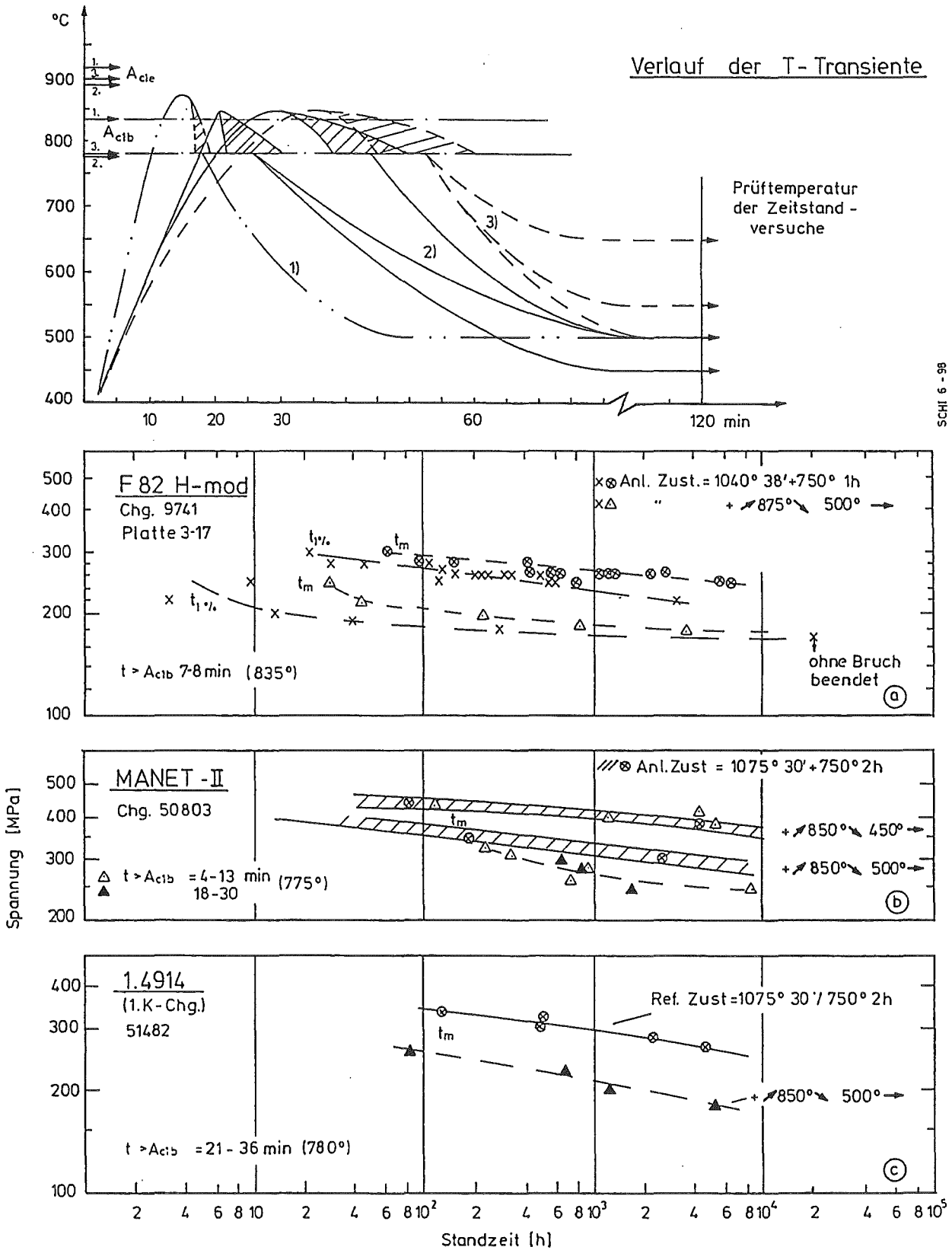
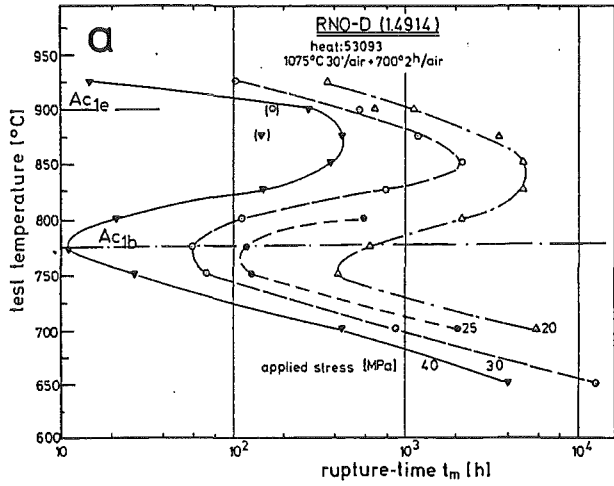
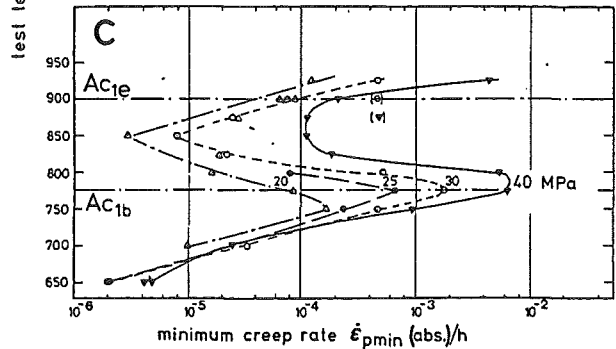
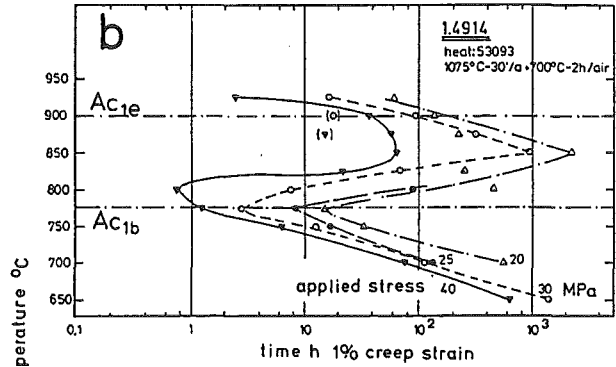


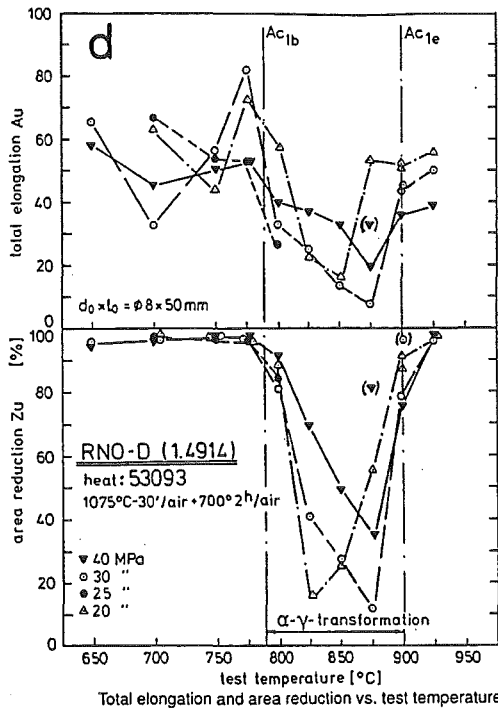
Bild 31 : Einfluß einer vorlaufenden Temperatur - Transiente auf das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten nach Abkühlung auf Prüftemperatur.



Rupture time vs. test temperature



1%-time-yield-limit resp. minimum creep rate vs. test temperature



Total elongation and area reduction vs. test temperature

Bild 32 :Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des martensitischen Stahles 1.4914 (X18CrMoVNb 11 1) bei erhöhten Temperaturen.

(steel research 64 (1993) Nr.6 S.322-330)

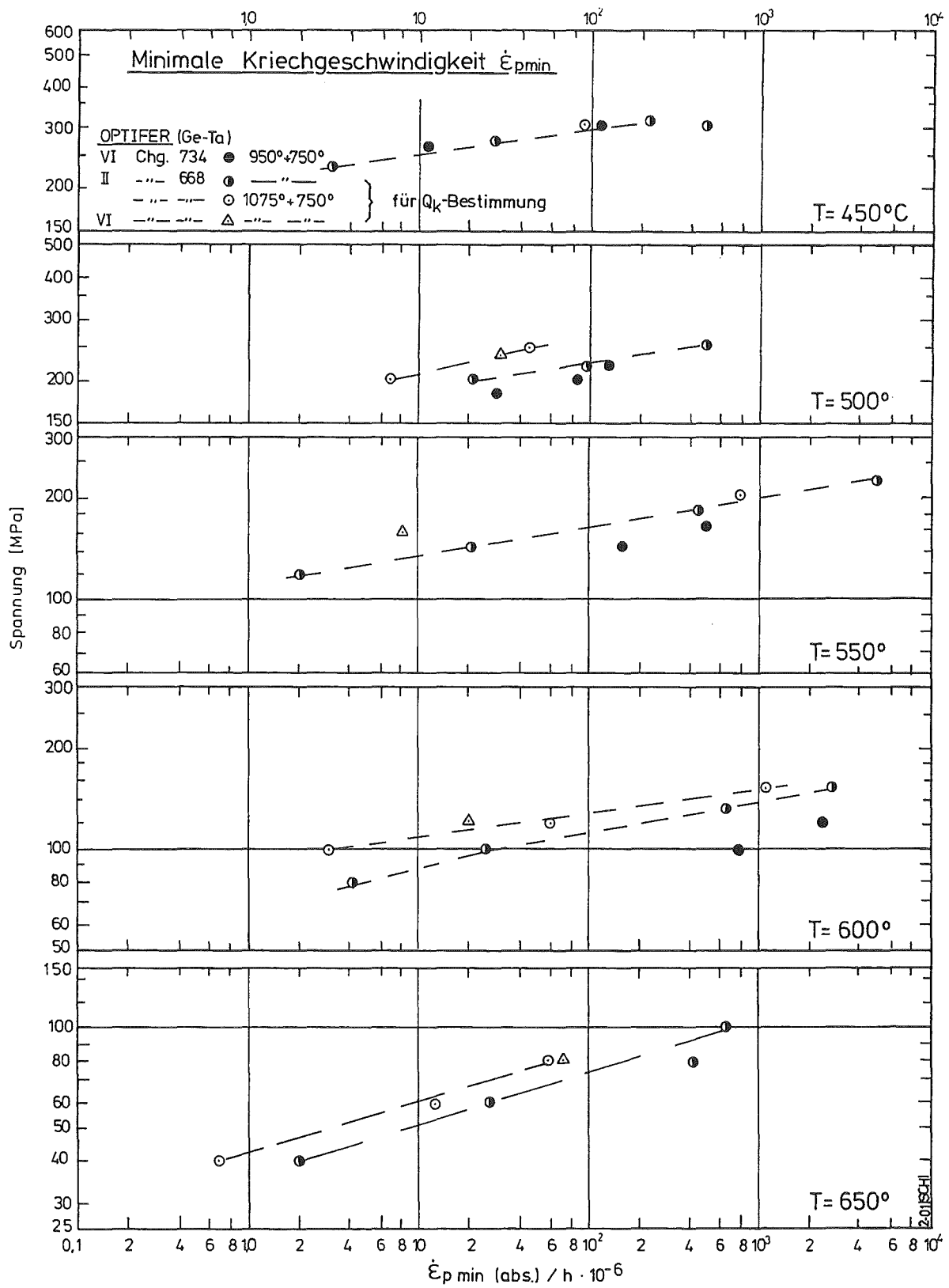


Bild 33:

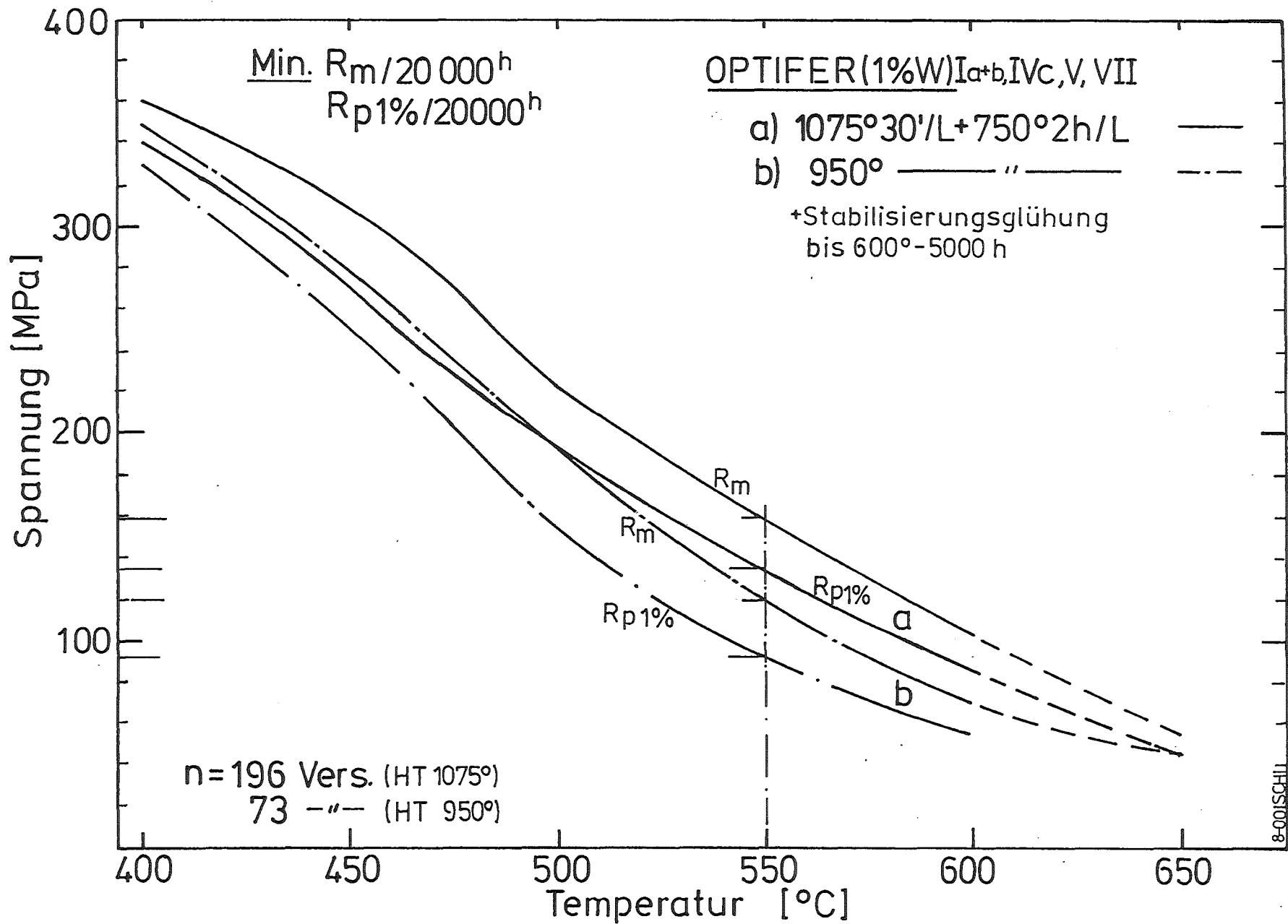


Bild 34 : Auslegungskurven für OPTIFER-1%W (Mindestwerte)

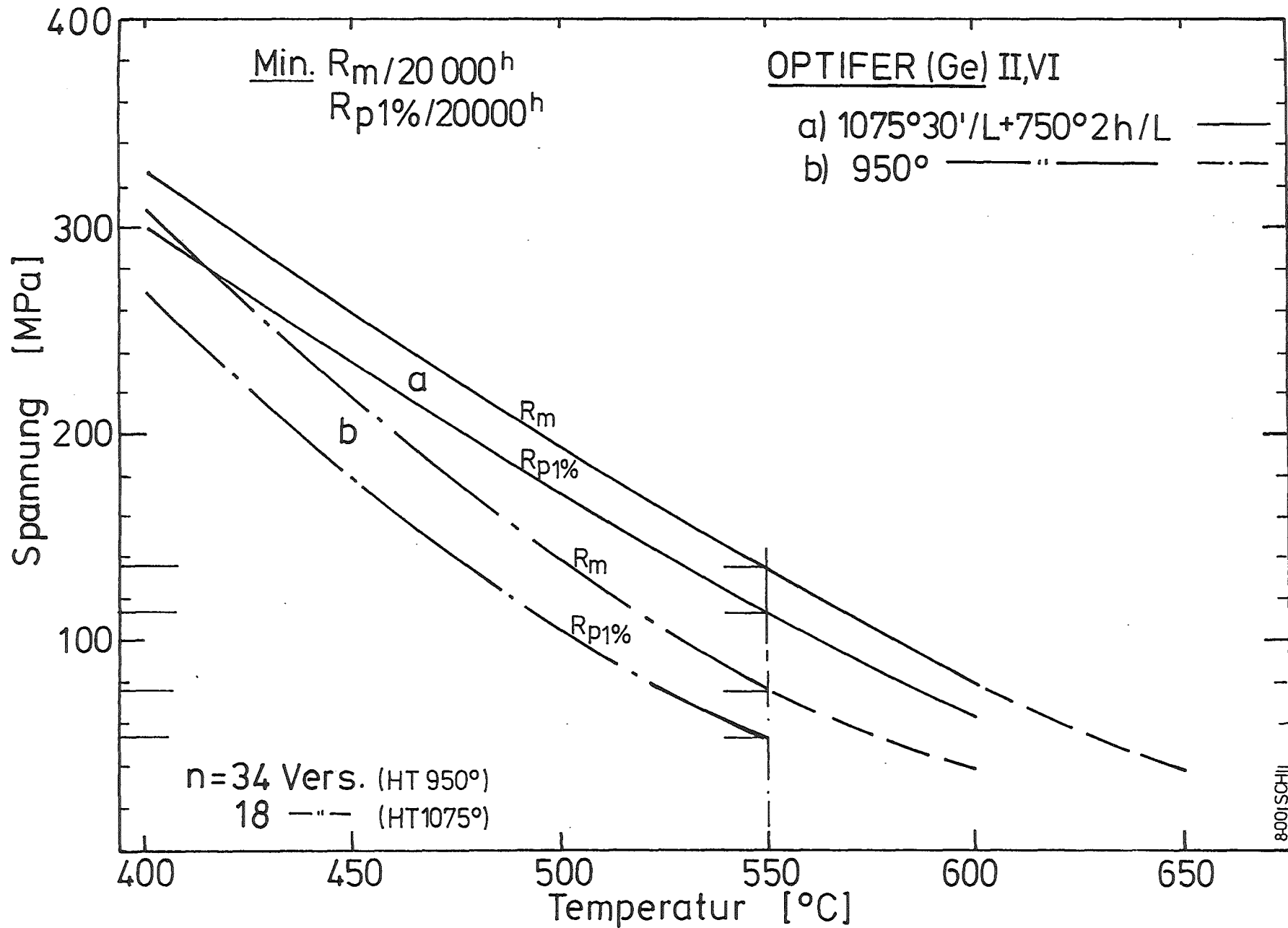


Bild 35 : Auslegungskurven für OPTIFER-Ge (Mindestwerte)

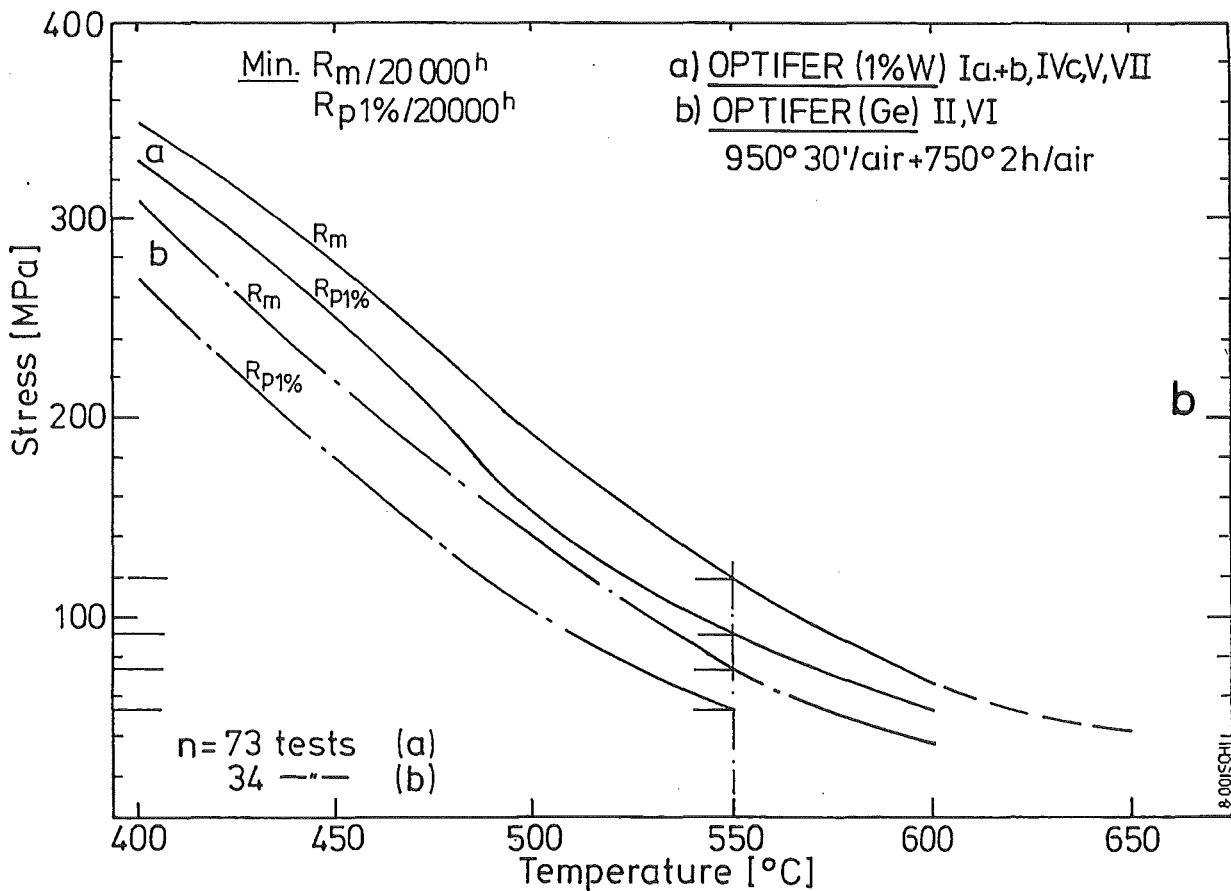
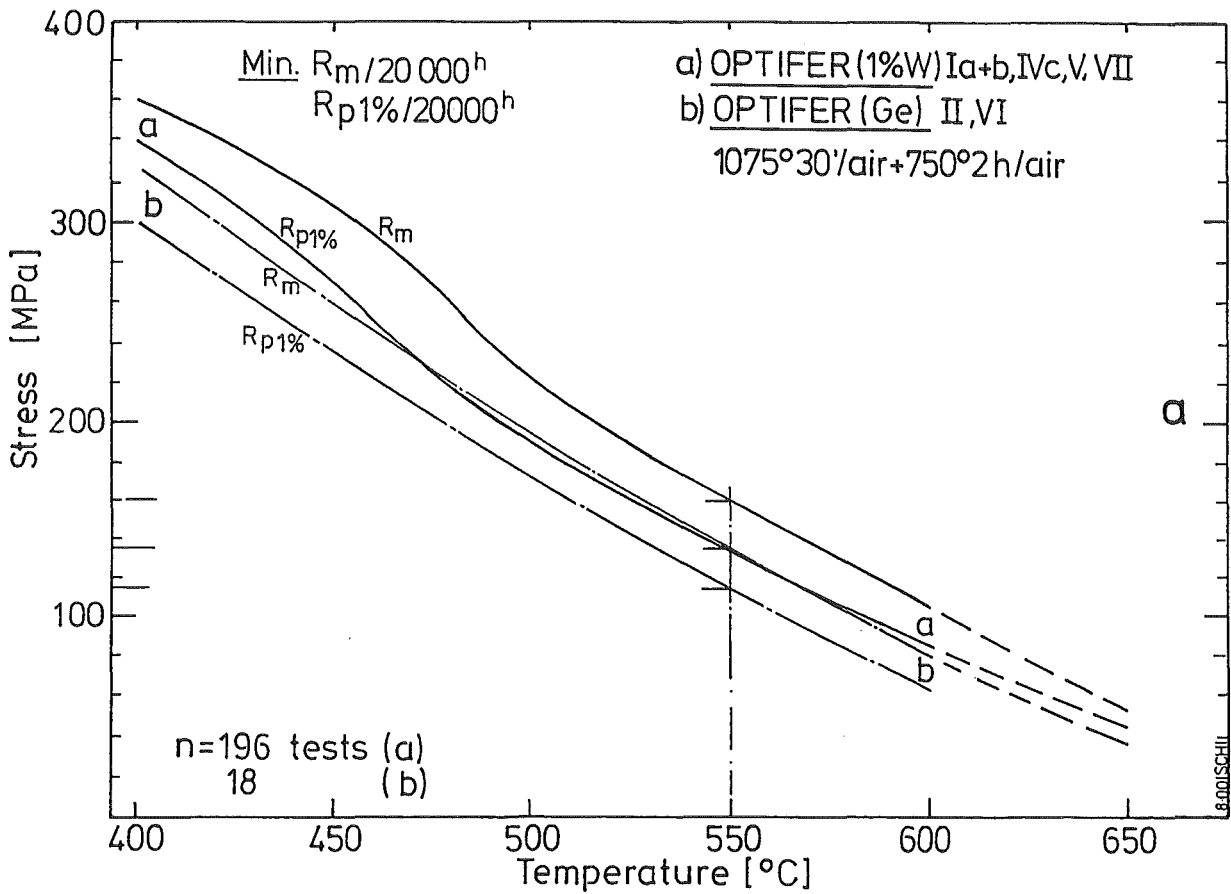
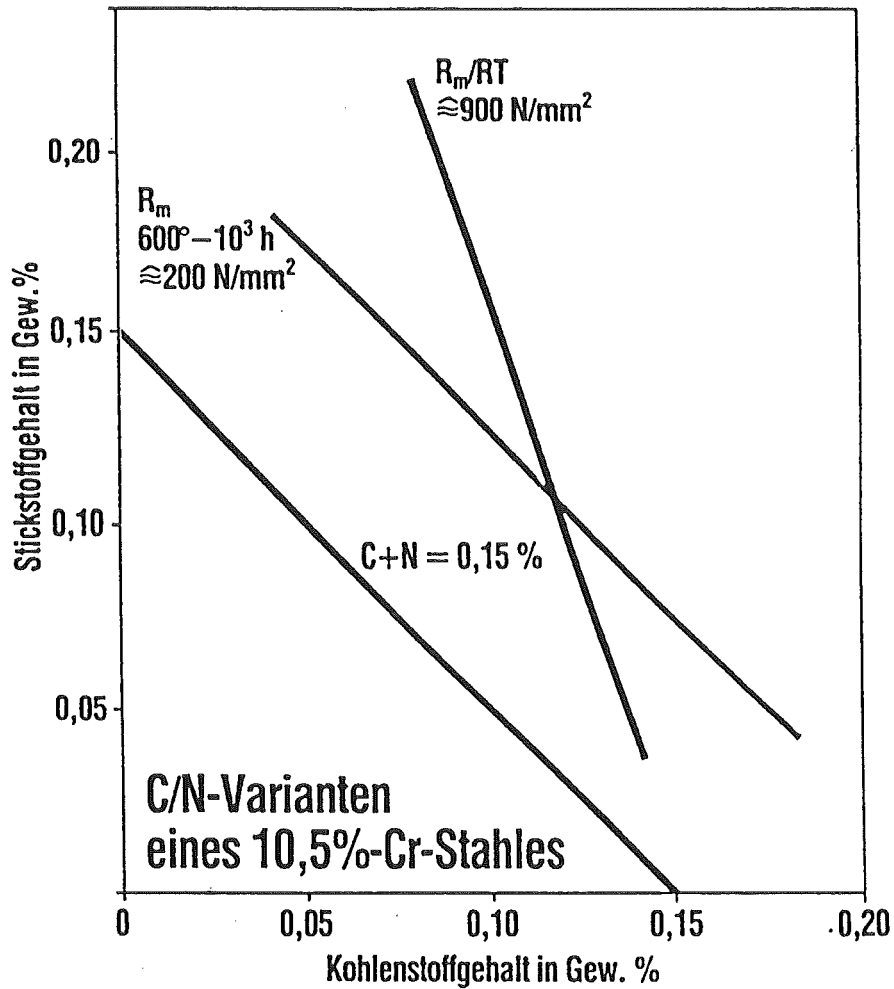


Bild 36 a+b : Vergleich der Auslegungskurven OPTIFER-W und OPTIFER-Ge.



Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m/RT und der Zeitstandfestigkeit $R_m/10^3/600$ vom C- und N-Gehalt

Bild 37

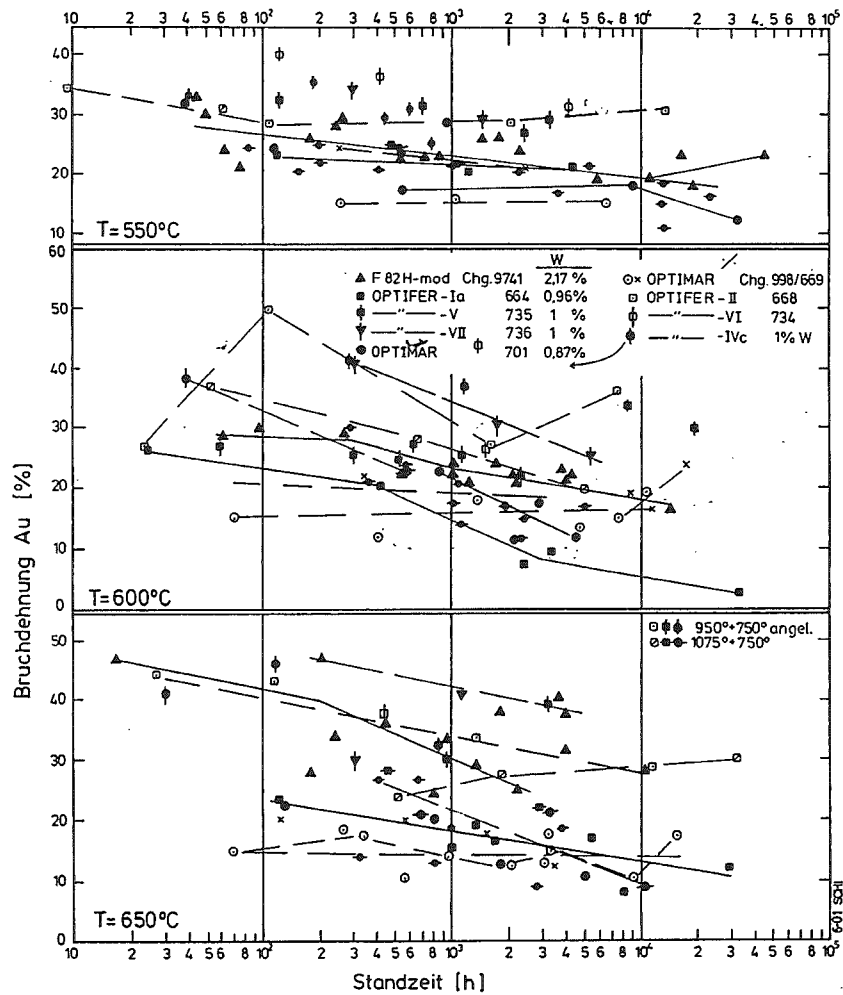


Bild 38a: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit bei martensitischen Stählen mit und ohne Wolfram.

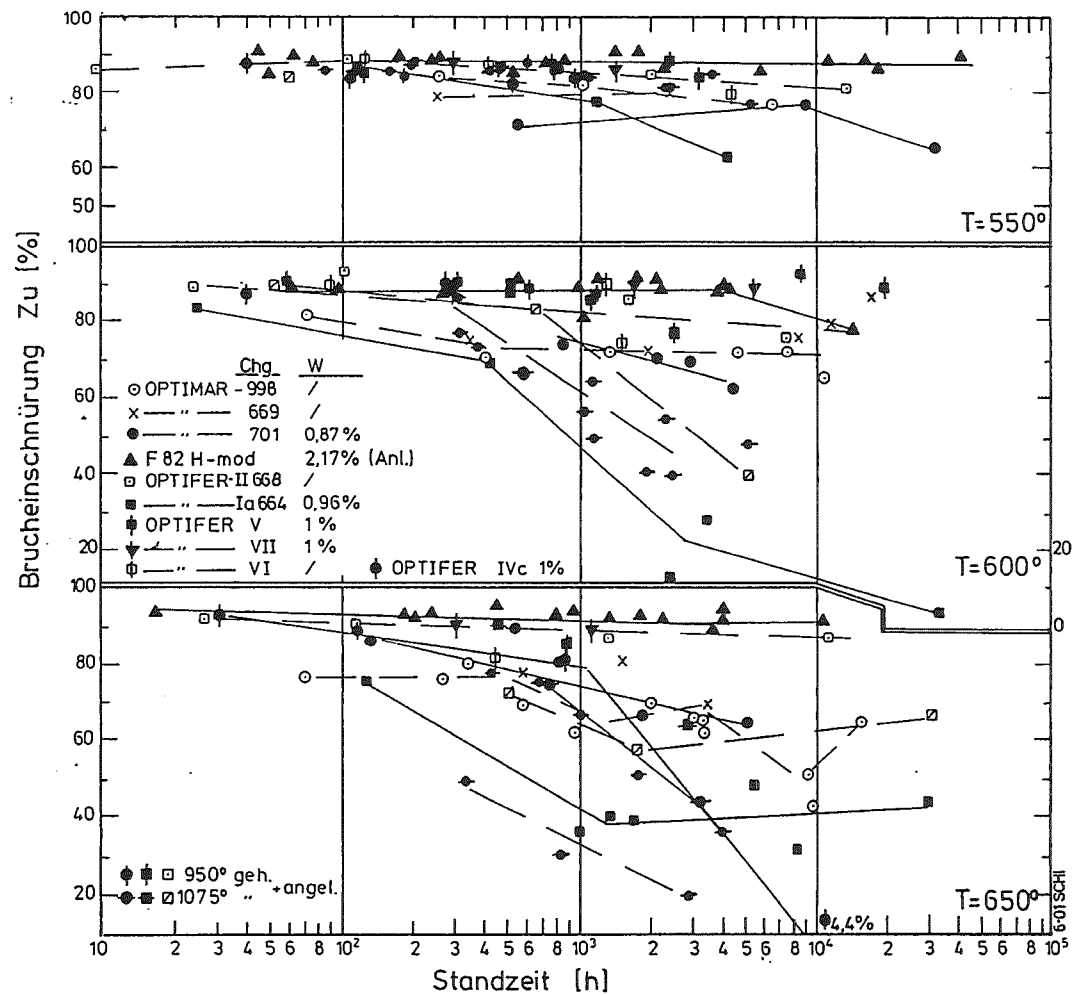


Bild 38b: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit bei martensitischen Stählen mit und ohne Wolfram.



Bild 39: Lage der verschiedenen Chargen eines CrNiMoVNb-Stahles mit 9-14% Cr ¹⁾

und der niedrigaktivierenden Stähle (OPTIFER, EUROFER, F82H-mod, ADS)

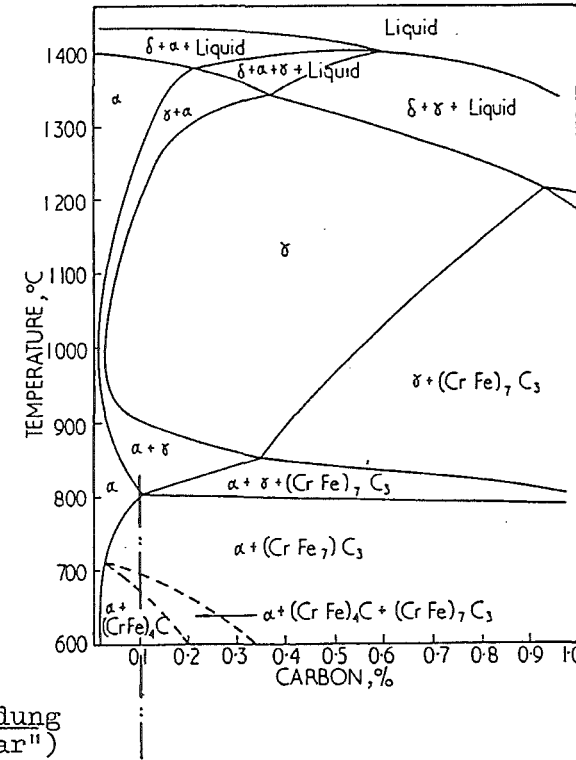
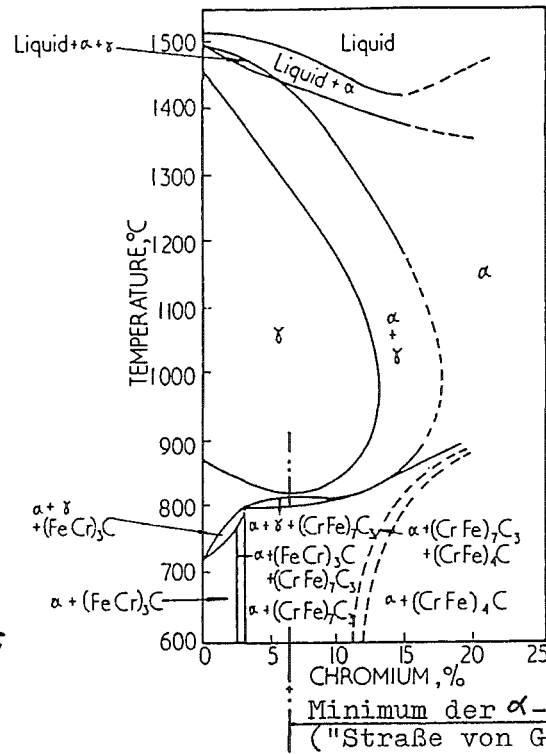
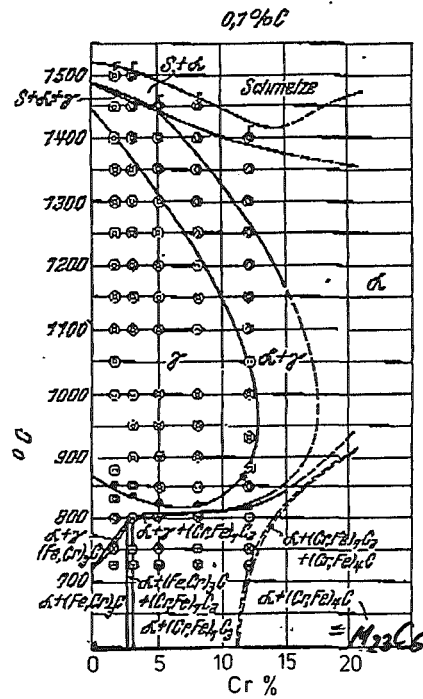
mit 7,6-9,5% Cr im Schaeffler-Schneider Diagramm.

A: Tofaute-Sponheuer-Bennek
Archiv f.d.Eisenhüttenw.
11-Mai 1935

B: Irvine-Crowe-Pickering
J.Iron Steel Inst.
Aug.1960

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	8.85	9.5	9.4	10.3	12-14
α -Fe (%): 17	12	3-5	5	3	/	5-25% δ -F
F82H-mod	OPTIFER-VII	EUROFER-97	OPTIFER-V	OPTIFER-VI	MANET-II	RNO

F82H-mod	0,085-0,087	%C
OPTIFER	0,10	-0,13
EUROFER-97	0,115	
MANET-II	0,10	-0,13
RNO	0,13	-0,14

Anhang A Bemerkungen zu experimentellen Details

Die Zeitstandversuche wurden nach DIN 50118 mit Gewindekopfproben der Abmessung $\varnothing 8 \times 50$ und $\varnothing 5 \times 25$ mm und vereinzelt mit $\varnothing 3 \times 35$ mm (Abb. 1a-c) in Einproben-Prüfständen durchgeführt. Soweit Versuche unter Vakuum durchgeführt wurden, ist der Versuchsnummer in Spalte 2 der Wertetabellen die Bezeichnung ZSV vorangestellt. Die Belastung erfolgt über einen Hebelarm (1:15) durch Gewichte (Bauart MFL). Die Prüftemperatur wird durch einen 3-Zonen-Heizofen mit drei PID-Reglern (JUMO) eingestellt. Die Temperaturkontrolle und Regelung erfolgt über 3 PtRh-Pt-Thermoelemente, die über die Probenlänge verteilt sind. Diese Anordnung gewährleistet ein homogenes Temperaturfeld über die Probenlänge und eine Temperaturkonstanz von $\pm 2^\circ\text{C}$ über die Versuchszeit.

Die Probendehnung (Kriechverlauf) wird über zwei induktive Wegaufnehmer erfasst, die über ein Gestänge diametral an den Probenkragen befestigt sind. Zu jeder Probe bzw. jedem Extensometerpaar gehört ein x-t-Schreiber, der den Kriechverlauf kontinuierlich registriert. Der x-t-Schreiber kann in weiten Bereichen eingestellt werden, so dass für jede Versuchszeit bzw. jeden Kriechverlauf eine optimale Aufzeichnung erfolgt (Abb. 2-4). 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-, T,t/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.

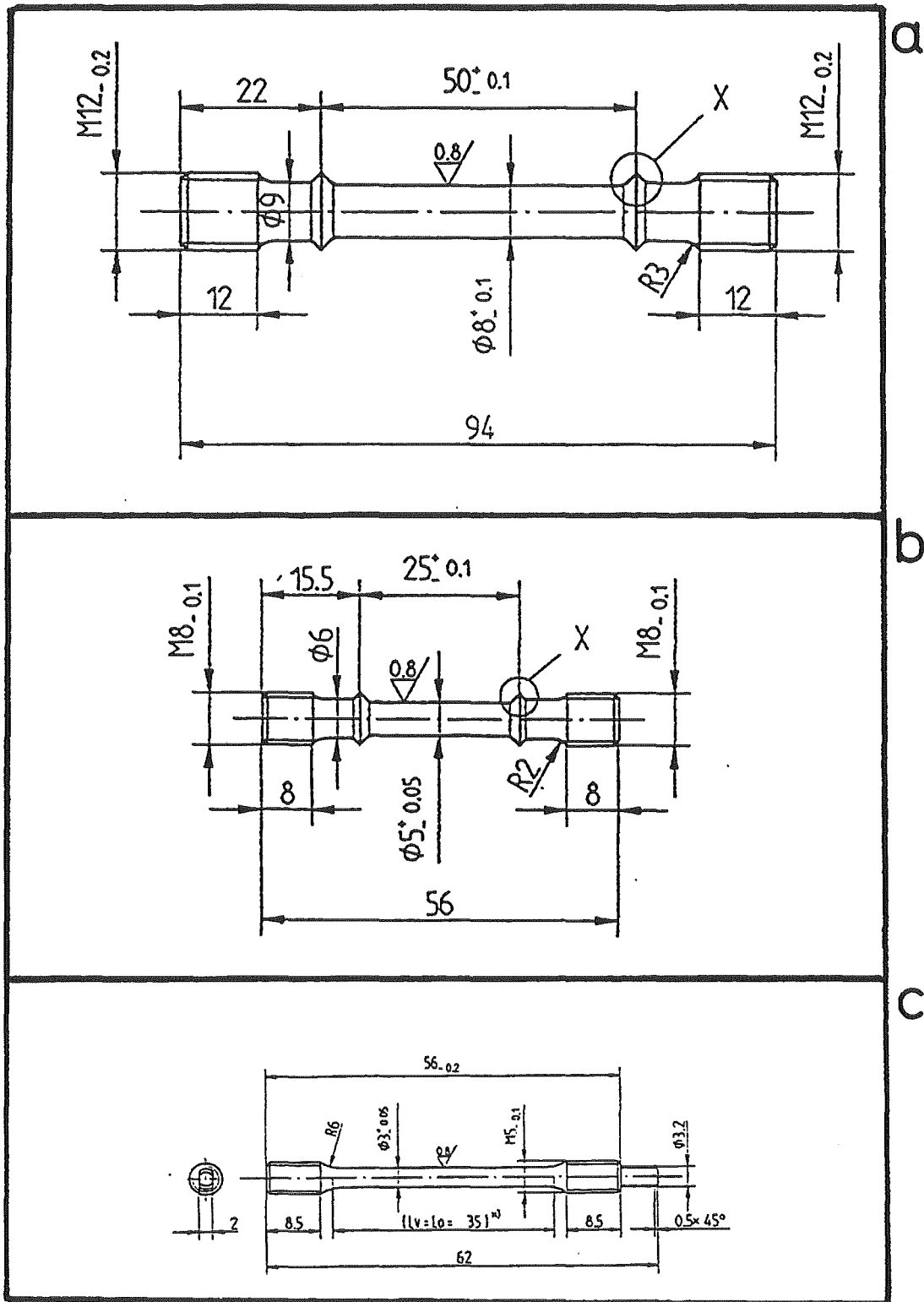
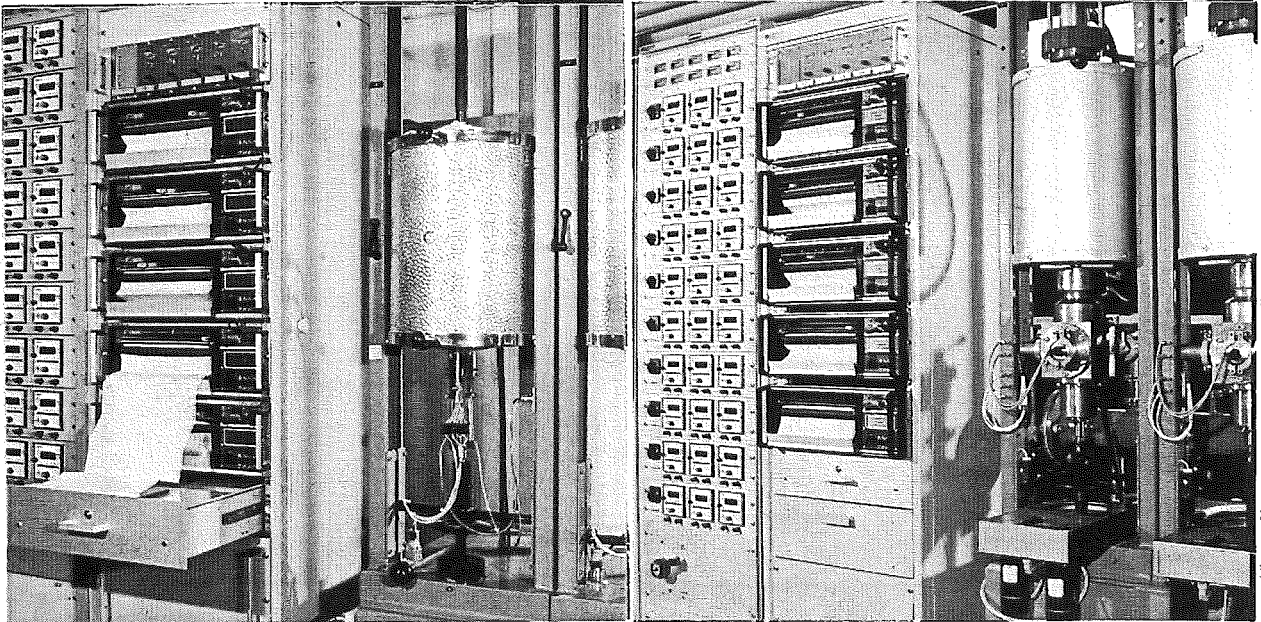
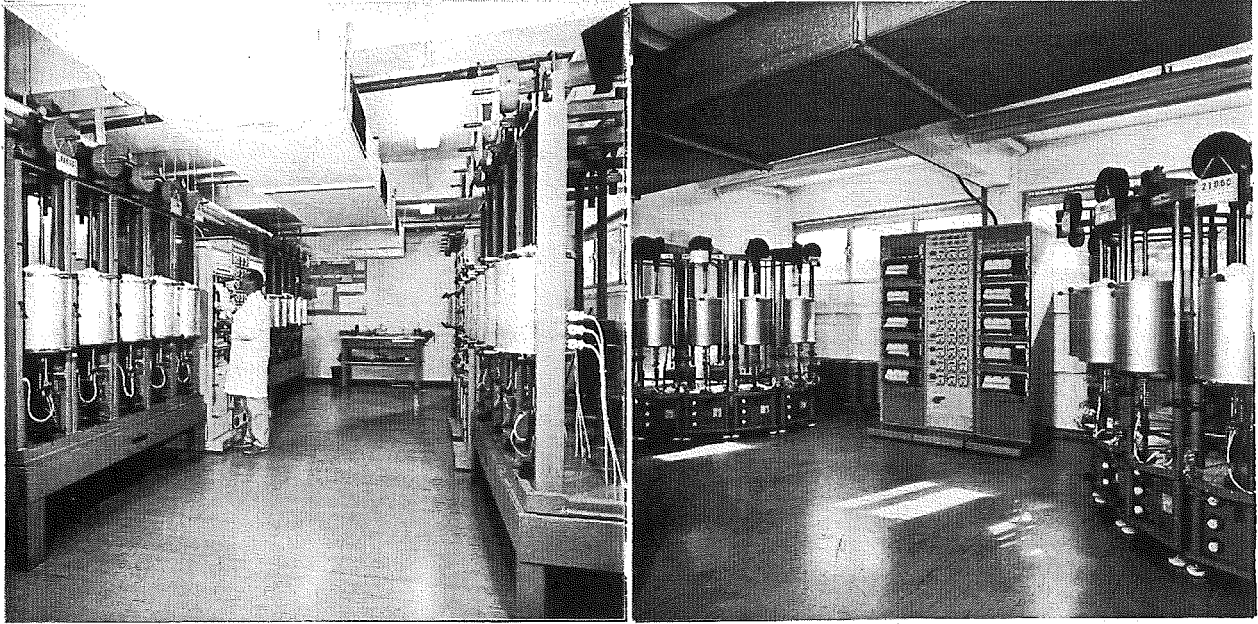


Abb. A.1: Probenformen für Zug- (b+c) und Zeitstandversuche (a+b)

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

1



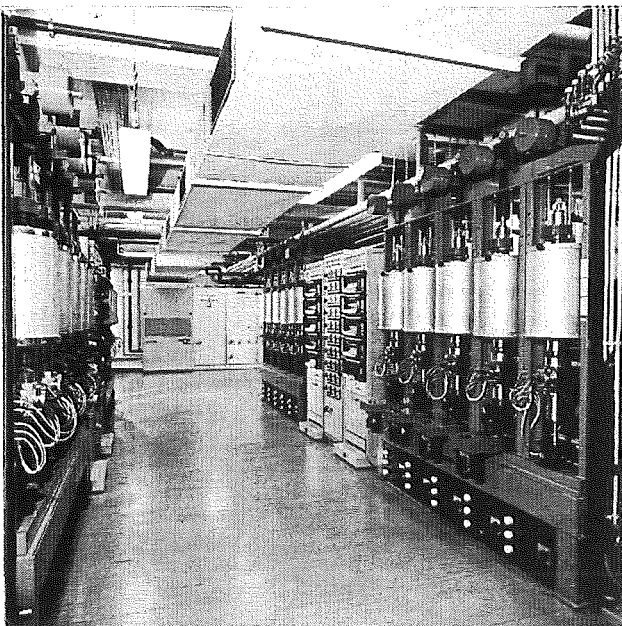
a

b

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

Abb. A2

2



Zeitstandprüflabor (ZSV) mit 20 Teststrecken für Versuche unter Vakuum

Forschungszentrum Karlsruhe
 Technik und Umwelt

Institut für Materialforschung I
 Postfach 3640, D-76021 Karlsruhe

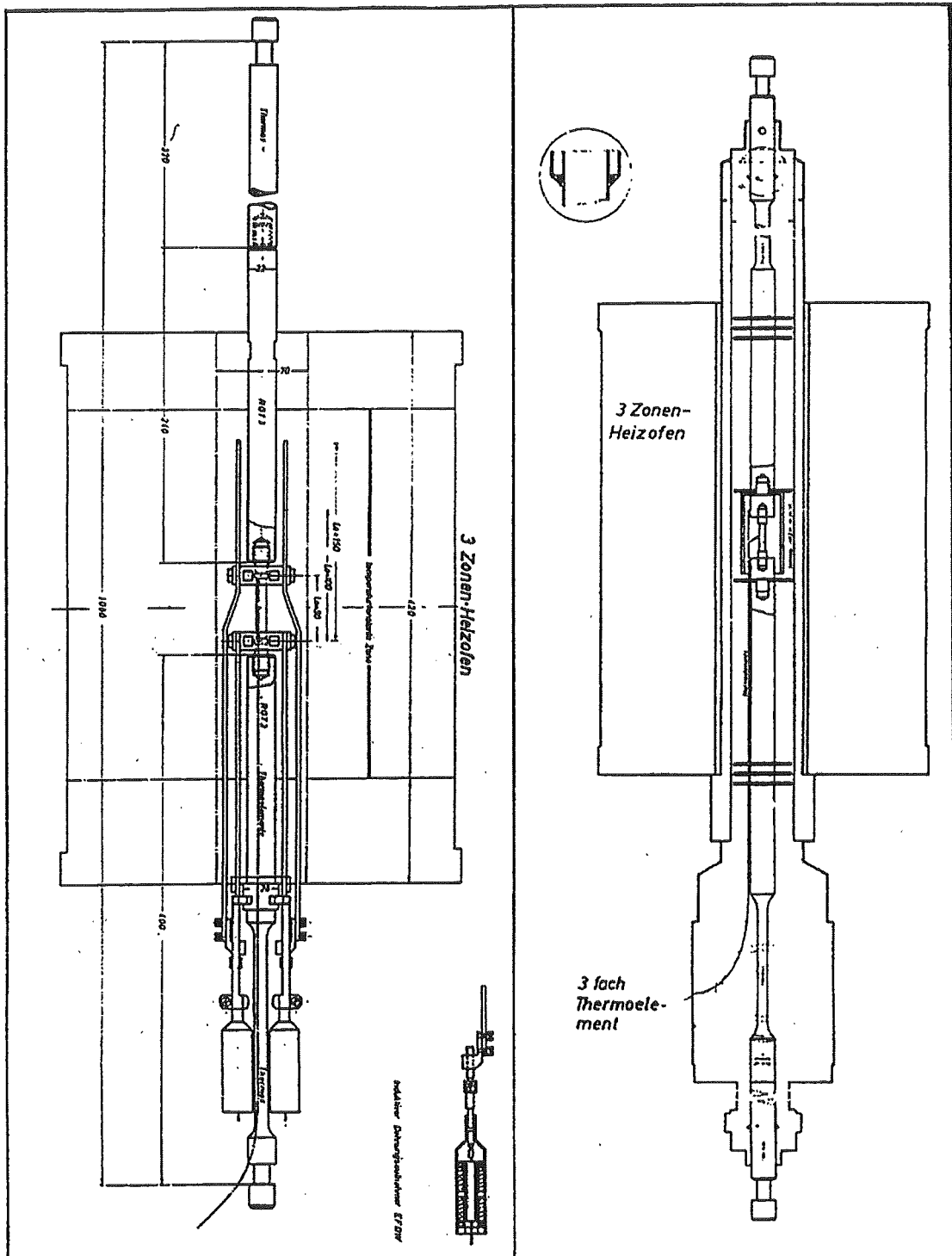


Abb. A.3: Teststrecke für Zeitstandversuche

in Normalatmosphäre

unter Vakuum

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.

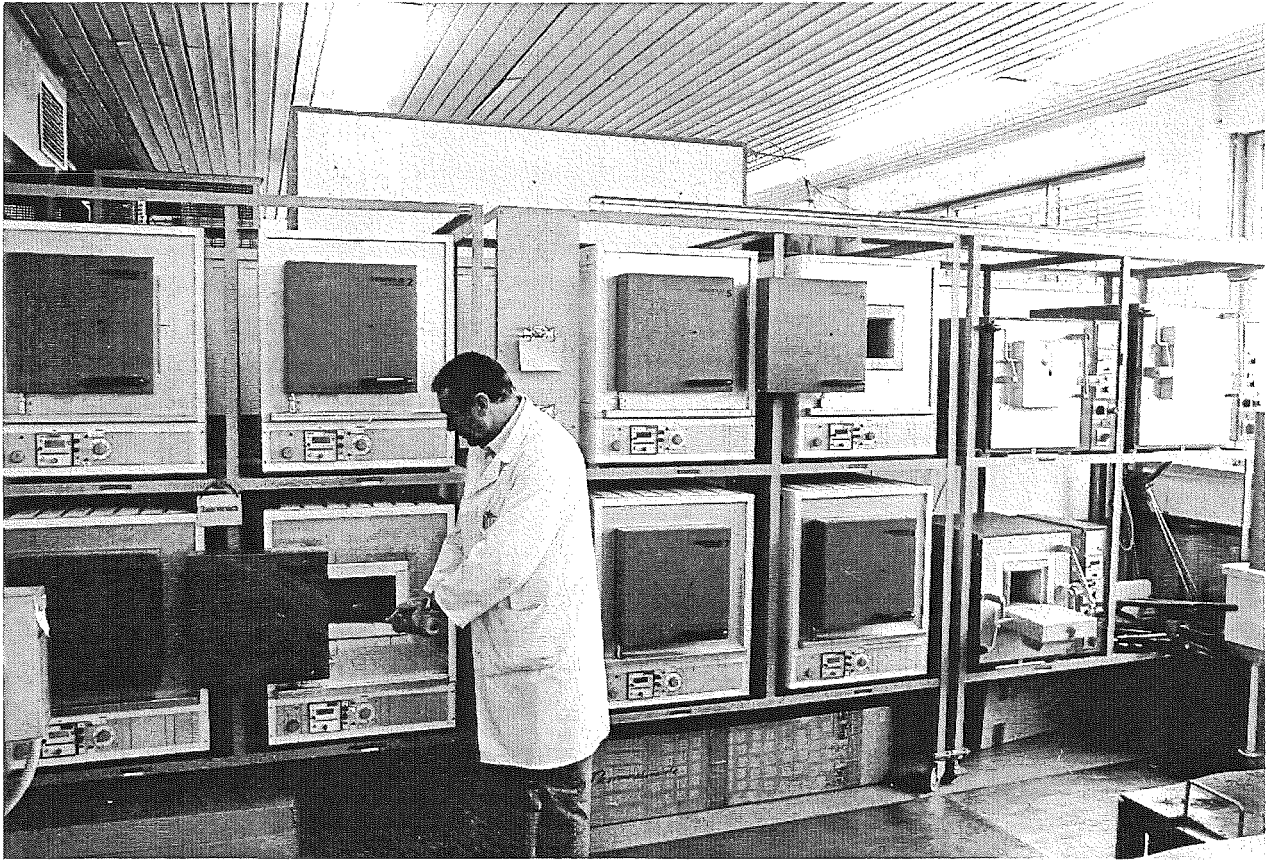
Realized long-term-tests: max. 144 444 hours = 16,5 years (Ref. 1).

- 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)

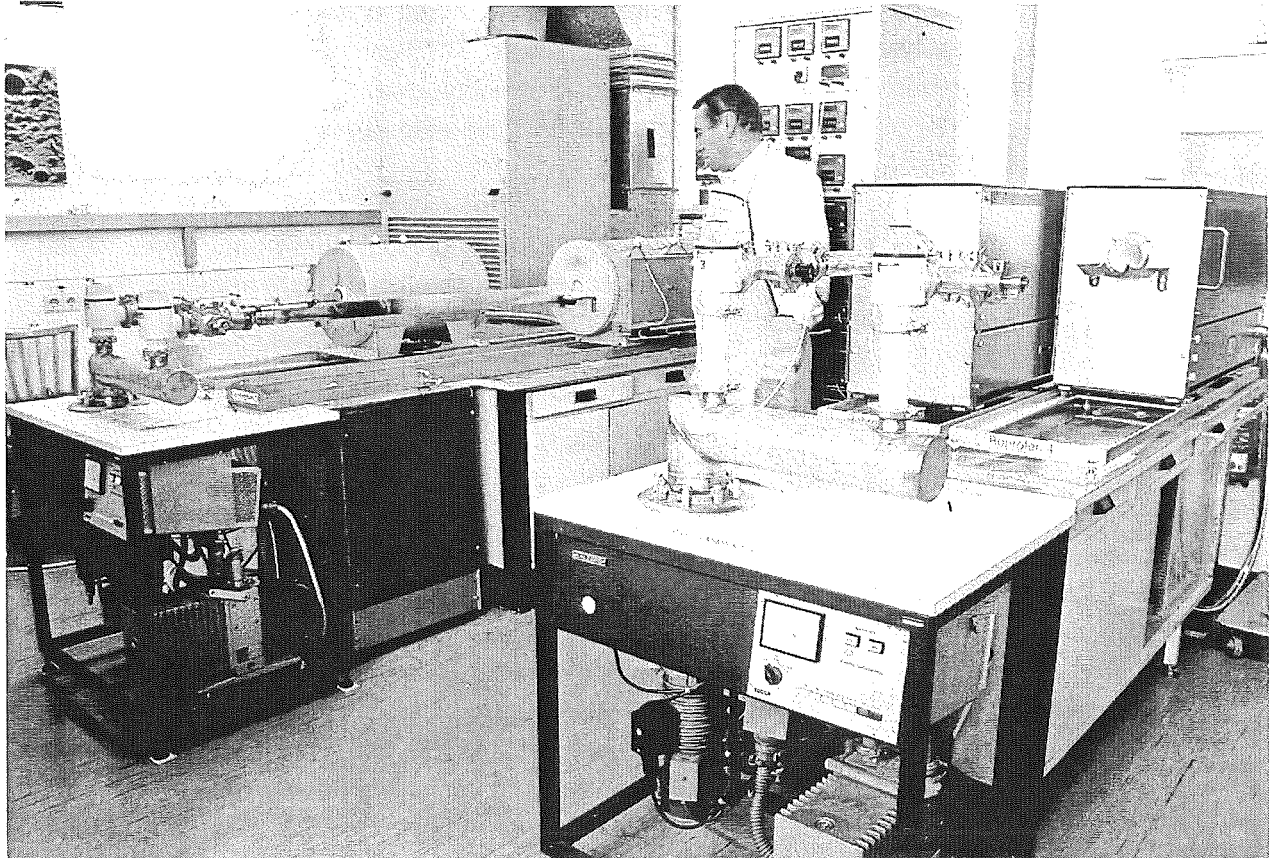
Abb. A.4: Creep- and rupture test installation

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

a



b



Anhang B Extrapolationsverfahren und Optimierung des c-Wertes im Larson-Miller-Parameter

Aus technischen und wirtschaftlichen Gründen sind schon sehr früh Anstrengungen unternommen worden, durch experimentelle Abkürzungsverfahren oder rechnerisch/grafische Extrapolationsverfahren den Versuchsaufwand zeitlich stark zu begrenzen und auf das Verhalten bei langen Zeiten zu extrapolieren. Technische Rückschläge, sowie kritische Überprüfung von vorgeschlagenen Extrapolationsverfahren (mehr als 130 im Laufe der Jahrzehnte) anhand experimenteller Datensätze [46] führten zu der Erkenntnis, dass keines der vorgeschlagenen Verfahren sich als allgemein anwendbar erwies und die experimentelle Absicherung durch Langzeitversuche unverzichtbar ist, wie in [47] ausführlich dargelegt ist. Die Ursache liegt bei den komplex aufgebauten hochwarmfesten Legierungen in temperatur- und zeitabhängigen strukturellen Änderungen, die nicht vorhersagbar sind und z.T. zu abrupten Änderungen in der T,t-Abhängigkeit der verschiedenen Kennwerte führen. Bungardt-Schmid haben in einer Arbeit [48] verschiedene Extrapolationsverfahren anhand von Datensätzen von 27 Stählen und Ni-Basis-Legierungen überprüft. Dabei wurden nur die Standzeiten < 5000 std für eine Extrapolation auf 10^4 und 10^5 std benützt und die Abweichung zu den experimentell ermittelten Standzeiten von > 5000 std bestimmt. Dabei zeigte sich, dass die Verfahren von Larson-Miller [49] und Sherby-Dorn noch die kleinsten Abweichungen zu den experimentellen Daten zeigten. Technisch akzeptable Abweichungen lagen aber nur dann vor, wenn die Festwerte in den Parametern anhand aller vorliegenden Daten für jede Legierung optimiert wurden ($\pm 15\%$), wohingegen die Abweichungen wesentlich größer wurden, wenn mit einem vorgegebenen Festwert oder mit Festwerten, die nur aus den Versuchen bis 5000 std Standzeit vorlagen, gerechnet wurde. Das bedeutet, dass eine allgemeine Anwendbarkeit nicht gegeben ist und eine Anpassung an die jeweilige Legierung vorgenommen werden muss, was einen entsprechenden experimentellen Aufwand erfordert. Bei Verwendung einer neuen, oder modifizierten Legierung ist lediglich eine Abschätzung des Langzeitverhaltens möglich.

Für eine vergleichende Betrachtung von Zeitstandfestigkeitswerten und Zeit-Dehngrenzwerten, sowie für eine Abschätzung auf experimentell noch nicht abgedeckte Zeiträume, wurde in diesem Bericht das einfach aufgebaute Verfahren nach Larson-Miller benutzt:

$$P = T_K(c + \log t).$$

Dabei sind Prüftemperatur T und Versuchszeit t mit einer werkstoffabhängigen Größe c als Parameter zusammengefasst. P in Abhängigkeit von $\log \sigma$ aufgetragen, führt zu einer sog. Zeitstand-Hauptkurve (master-curve), die aus sich überlappenden Kurvenstücken der verschiedenen Prüftemperaturen besteht (Bild 1). Eine gute Überlappung bzw. guter Anschluss ergibt sich, wenn c anhand der ermittelten experimentellen Daten optimiert wird (Bild 2). Dabei genügt aber nicht eine Bestimmung mit 2 Wertepaaren, sondern mehrere über den experimentell abgedeckten T/t-Bereich, denn c ist auch temperatur- und zeitabhängig, was vielfach vergessen wird. So ergab sich für die 1%W-Variante von OPTIFER ein c-Wert von $c=28$ als Mittelwert aus je 5 Wertepaaren im T-Bereich von 450-700°C (min. 18, max. 34). Die mit

28 gerechneten Hauptkurven für 1% Kriechdehnung und Standzeit sind im Bild 3 dargestellt und zeigen für 3 Varianten bis 600°C Prüftemperatur eine gute Anpassung und Überlappung. Lediglich die bei 650°C ermittelten Werte, bei denen auch schon deutliche strukturelle Änderungen auftreten, zeigen in der Standzeitkurve keine gute Anpassung.

Dass auch ein optimierter c-Wert immer nur ein Kompromiss ist, ergibt sich aus Bild 4. Hier sind die an den 4 OPTIFER-IVc-Chargen ermittelten Werte für jede Prüftemperatur mit ihren Streubereichen dargestellt. Mit $c=28$ ergibt sich für $T=500-600^{\circ}\text{C}$ eine gute Passung, ist aber für die 450°C-Versuche zu niedrig. Eine Erhöhung auf $c \geq 30$ würde die 450°/500°C Passung verbessern aber zu höheren Temperaturen hin verschlechtern. Für den 2% W-Stahl F82H-mod. ergab sich als Mittelwert $c=33$ (min. 25,4, max. 41,4) [50] und für den konventionellen martensitischen Stahl MANET-II [51] ergab eine nachträgliche Optimierung, unter Berücksichtigung von Langzeitwerten bis zu 40 000 h, für die 1%-Kriechdaten $c=32$ (27-34,9) und für die Standzeitwerte $c=28$ (22-30,4). D.h., wenn man die Hauptkurven verschiedener Stähle direkt miteinander vergleichen will, muss wiederum als Kompromiss ein c-Wert (z.B. 30) verwendet werden.

Die Zeit- und Temperaturabhängigkeit von c wird im Bild 5 an 2 Chargen des austenitischen Strukturwerkstoffes 1.4948 aufgezeigt [47]. Von den experimentellen Zeitstandfestigkeitskurven wurde mit jeweils 3 verschiedenen c-Werten auf die nächst niedrigere Kurve gerechnet. Der Vergleich der 3 gerechneten Kurvenstücke mit der experimentellen Kurve zeigt bei der Charge 206 (a) deutlich, wie bei 600-650 und 700°C die experimentelle Kurve die gerechneten Kurven in Abhängigkeit von der Standzeit durchläuft. Die Temperaturabhängigkeit wird dadurch demonstriert, dass bei der Charge 206 (a) die 550°C Kurve und bei der Charge 326 (b) die 600°C Kurve deutlich über den errechneten Kurven liegt.

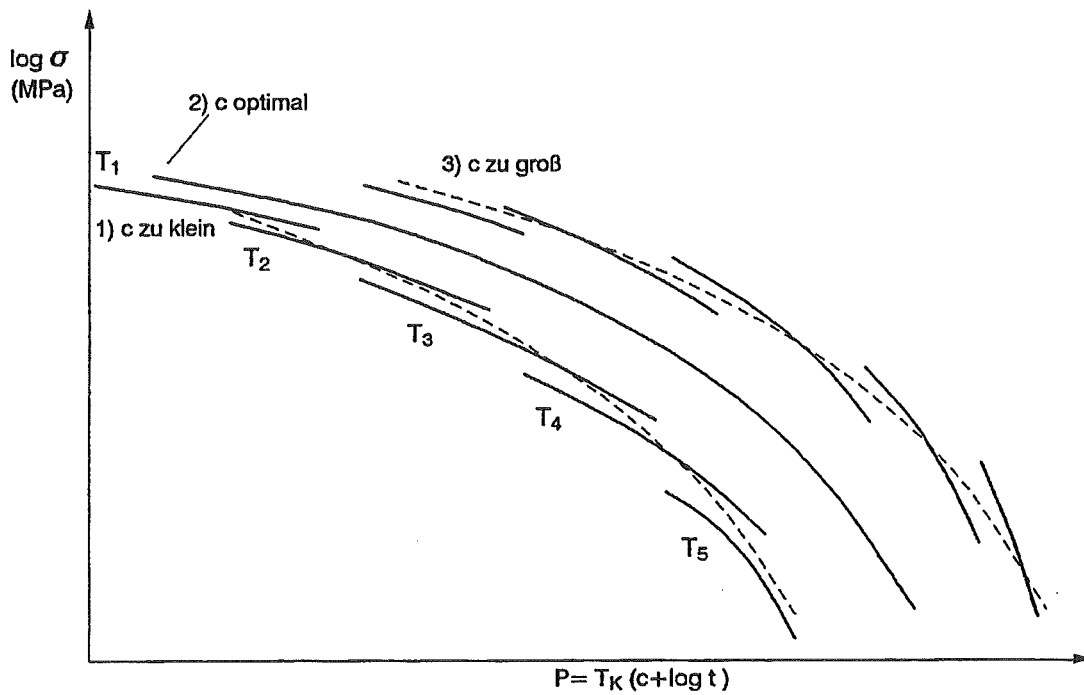


Abb. B.1: Einfluss des c-Wertes auf die Ausbildung der Zeitstand-Hauptkurve nach dem Larson-Miller-Parameter (schematisch)

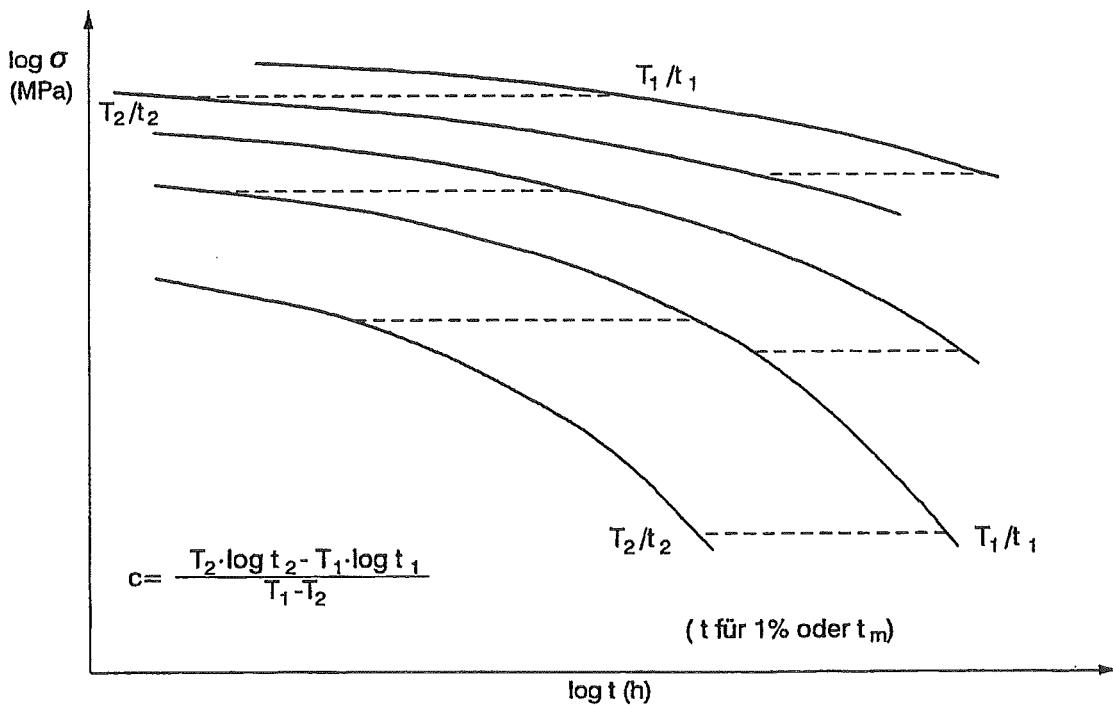


Abb. B.2: c-Bestimmung (Optimierung des Larson-Miller-Parameters in verschiedenen Zeit- und Prüftemperaturbereichen ($P = T_K(c + \log t)$))

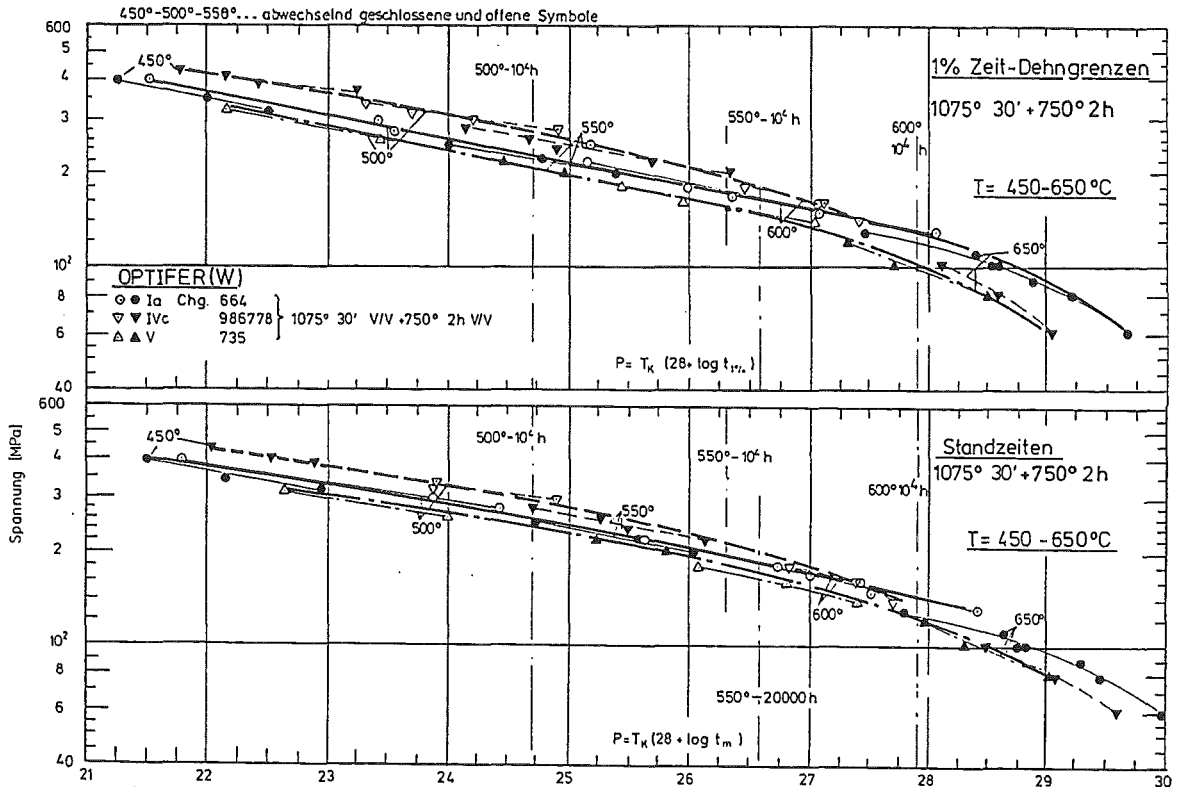


Bild 3 Zeitstand - Hauptkurve (Larson - Miller - Parameter) mit optimiertem c-Wert (für Ia, IVc, V)

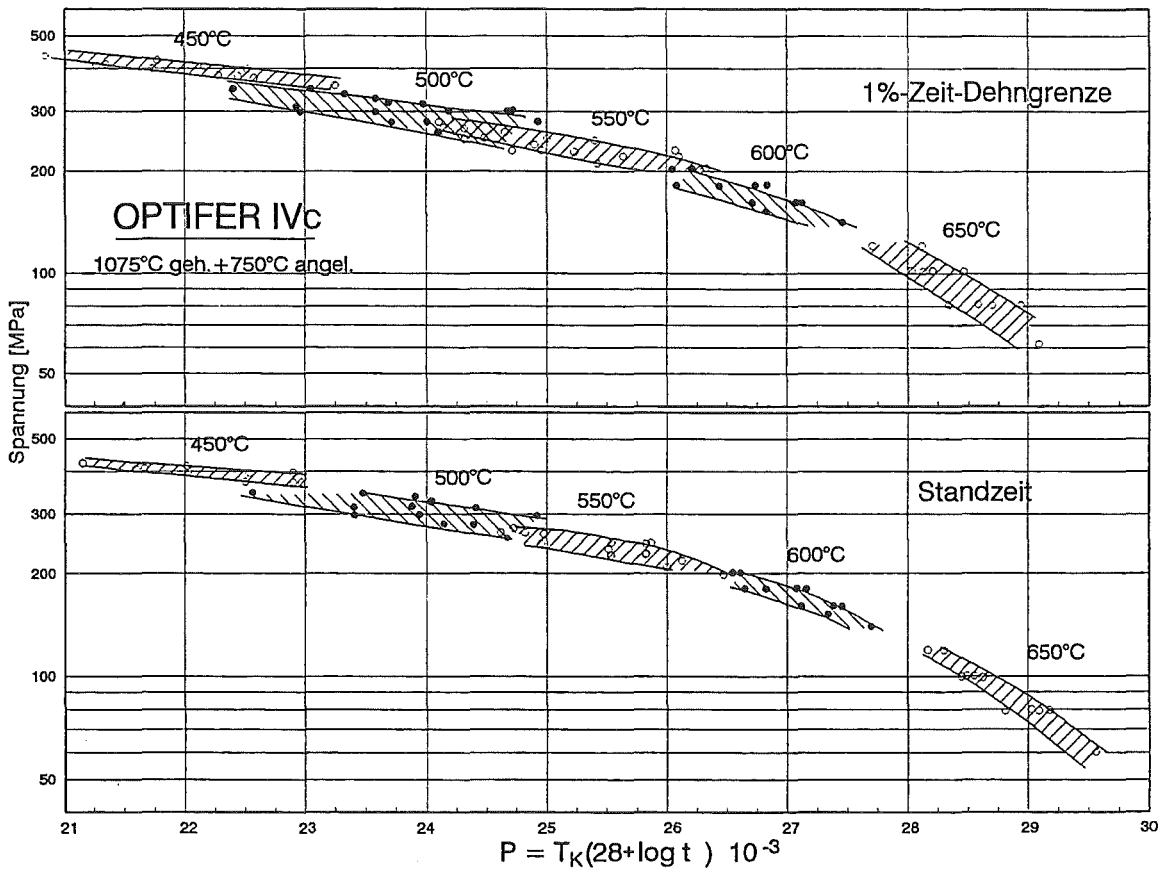


Bild 4: Zeitstand-Hauptkurven (Larson-Miller-Parameter)

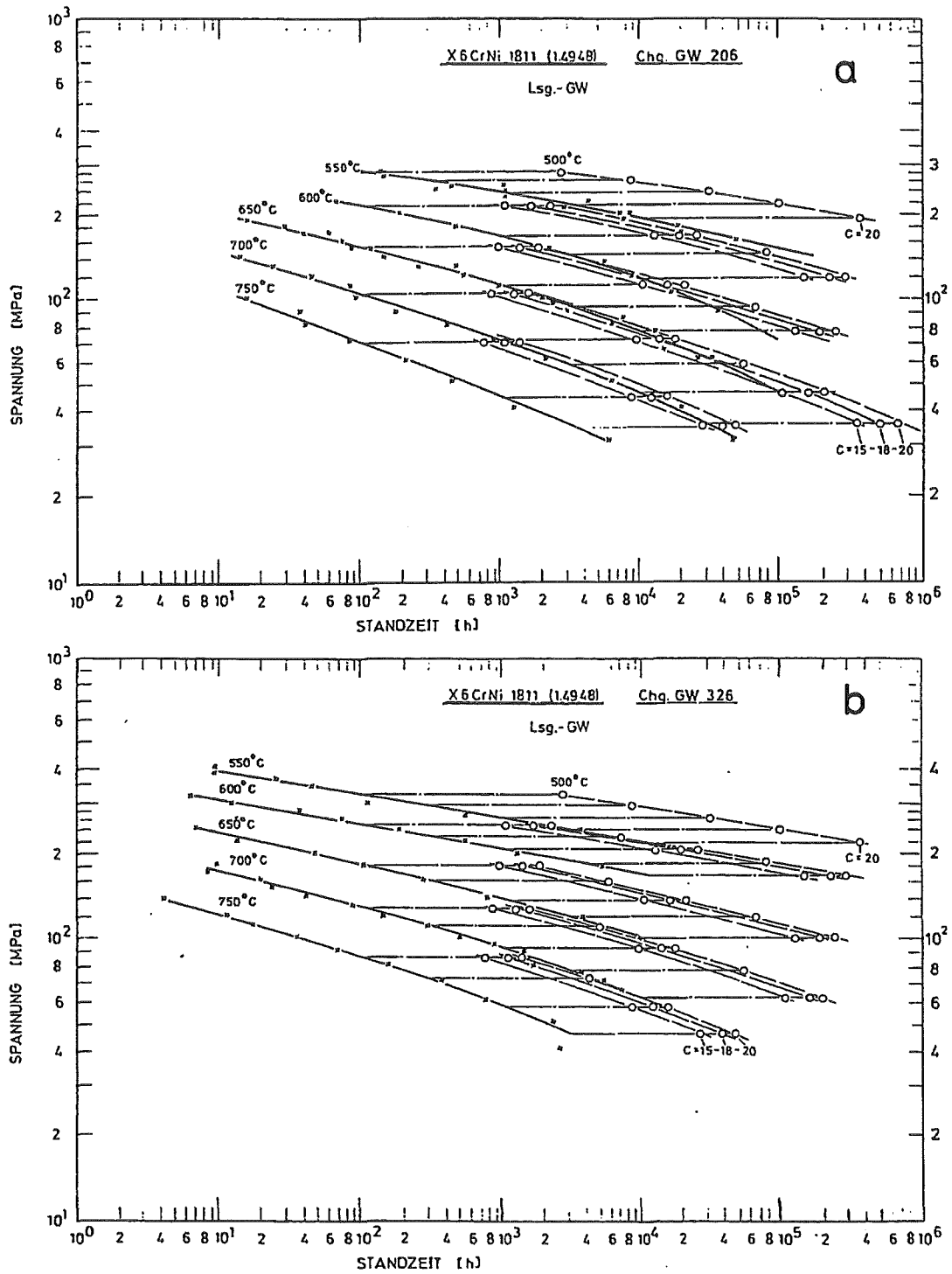


Abb. B.5: Vergleich experimentelle Daten zu extrapolierten Daten (nach Larson-Miller)