

Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

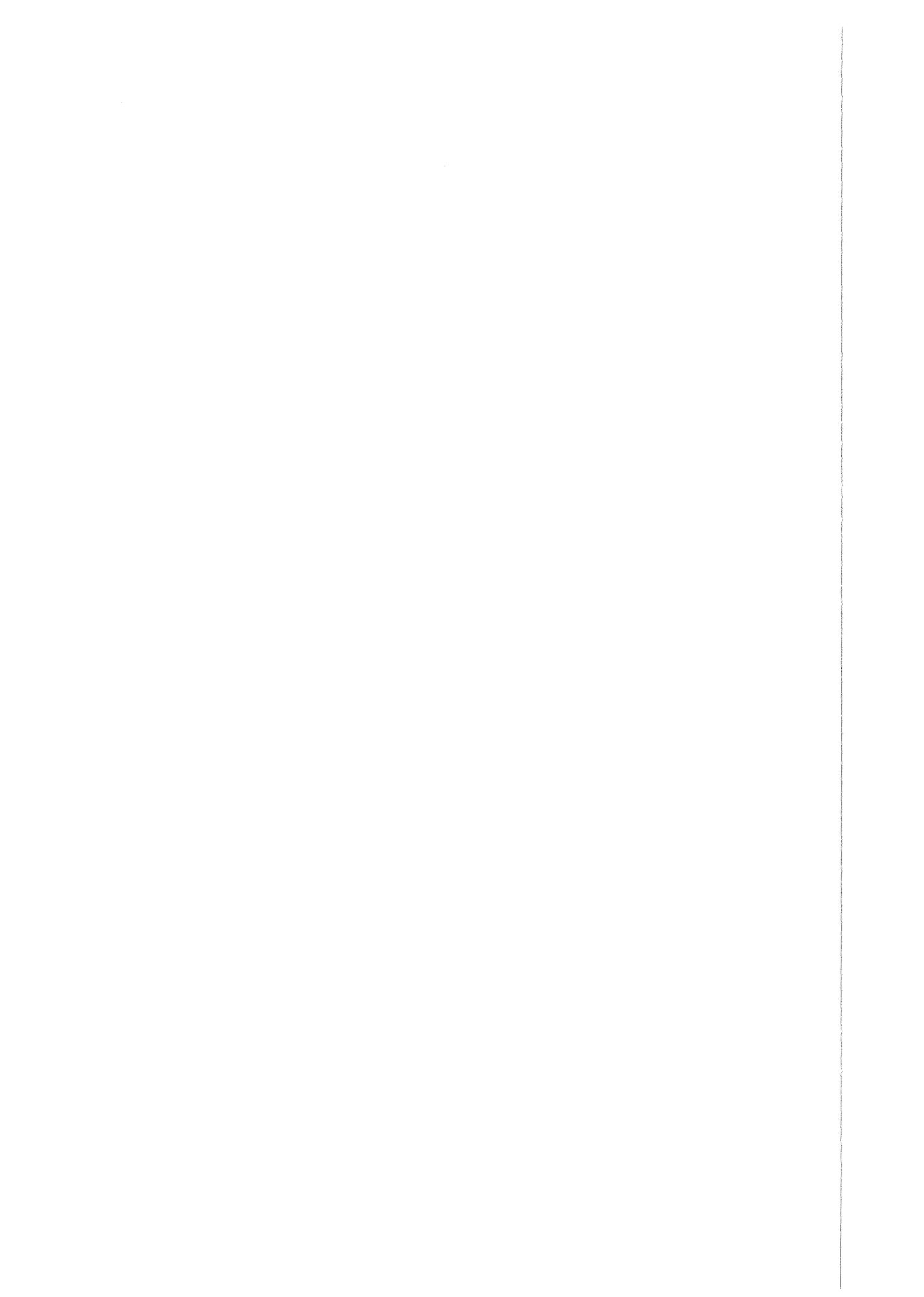
Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6167

**Untersuchungen
zu physikalischen und
mechanischen Eigenschaften
der OPTIFER-Legierungen**

**M. Schirra, S. Heger, H. Kempe, M. Klotz,
H. Zimmermann, J. Lapeña**

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

April 1999



Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 6167

Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen
Eigenschaften der OPTIFER-Legierungen

M. Schirra, S. Heger, H. Kempe, M. Klotz, H. Zimmermann,
J. Lapeña*

Institut für Materialforschung

Projekt Kernfusion

Association FZK/EURATOM

*ITN-CIEMAT (Madrid)-Programa de Materiales

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

1999

Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor
Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe
Mitglied der Hermann von Helmholtz-Gemeinschaft
Deutscher Forschungszentren (HGF)
ISSN 0947-8620

Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften der OPTIFER-Legierungen

Kurzfassung

Im Rahmen der Entwicklungsarbeiten an niedrigaktivierenden Strukturmaterialien für Fusionsreaktoren wurden vom Forschungszentrum Karlsruhe martensitische Fe-9,5Cr-Legierungen mit der Bezeichnung OPTIFER konzipiert, die mittlerweile im europäischen long-term-program weiterverfolgt werden. Die verschiedenen Varianten enthalten für die radiologisch unerwünschten Legierungselemente Mo, Ni, Nb und Al unterschiedliche Gehalte an W, Ta, Ge und/oder Ce als Substitutionselemente. In 3 Herstellungsreihen wurden bisher 13 verschiedene Chargen hergestellt und umfassend untersucht. Am aussichtsreichsten erwies sich bisher die Variante mit 9,5Cr-1W+Mn, V, Ta. Alternativ wird aus radiologischen Gründen eine W-freie (+Ge) Version mitbetrachtet.

Das Umwandlungs- und Vergütungsverhalten entspricht in etwa dem konventioneller martensitischer 9-12% Cr-Stähle, und das maximale Härteniveau wird ab 950°C Austenitisierungstemperatur erreicht. Die mechanischen Eigenschaften sind stark von der Härtetemperatur abhängig. Optimale Zugfestigkeits- und Zeitstandfestigkeitswerte werden mit der Referenzhärtemperatur 1075°C (+750°C angelassen) erreicht, bei besseren Kerbschlagzähigkeitswerten als den konventionellen Stählen. Eine Absenkung der Härtetemperatur auf 1030-950°C, zur weiteren deutlichen Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit, ist allerdings mit einer Abnahme der Festigkeitskennwerte im Zug- und Zeitstandversuch verbunden.

Der starke Einfluß des O₂-Gehaltes auf die Kerbschlagzähigkeit wird an mehreren Varianten aufgezeigt.

Wesentliche Kennwerte der OPTIFER-Legierungen werden mit dem japanischen 2%W-Stahl F82H-mod. verglichen, der in den europäischen Labors ebenfalls untersucht wird.

Investigations of the Physical and Mechanical Properties of OPTIFER Alloys

Abstract

Within the framework of the development of low-activation structural materials to be used in fusion reactors, martensitic Fe 9.5 Cr alloys, called OPTIFER, have been conceived and meanwhile studied in further detail under a European long-term program. The alloy variants contain varying amounts of W, Ta, Ge and/or Ce as elements substituting the radiologically unfavorable alloying elements of Mo, Ni, Nb and Al. In three production series, thirteen different batches have been produced and analyzed so far. Up to now, the variant of 9.5 Cr-1W+Mn, V, Ta has proved to be the most promising one. For radiological reasons, a W-free (+Ge) version is studied as an alternative.

The behavior during transformation and heat treatment more or less corresponds to that of conventional martensitic 9-12% Cr steels. Maximum hardness is achieved as of an austenitization temperature of 950°C. The mechanical properties are strongly dependent on the hardening temperature. Optimum tensile and creep strengths are reached at the reference hardening temperature of 1075°C (+750°C annealed) with the notch impact toughness exceeding that of conventional steels. A decrease in the hardening temperature to 1030-950°C for a further improvement of the notch impact toughness, however, causes the tensile and creep strength values to be reduced.

In several variants, the influence of the O₂ content on notch impact toughness was found to be rather strong.

The major characteristics of the OPTIFER alloys are compared with those of the Japanese 2%W steel, F82H-mod., which is currently being investigated at European laboratories.

Estudios sobre características físicas y mecánicas de las aleaciones OPTIFER

Resumen

En el marco del desarrollo de materiales de estructura de baja activación para reactores de fusión, el Centro de Investigación de Karlsruhe diseñó aleaciones martensíticas de Fe-9,5Cr, llamadas OPTIFER, que entretanto siguen ser estudiadas en el programa europeo a largo plazo. Las diferentes variantes tienen contenidos variables en W, Ta, Ge y/o Ce como elementos de sustitución de los elementos indeseables radiológicamente, Mo, Ni, Nb y Al. Se fabricaron en 3 series 13 cargas distintas que se examinaron extensamente. La variante con 9,5Cr-1W+Mn, V, Ta resultó hasta ahora ser la que más promete. Por razones radiológicas, se estudia también una versión alternativa, exenta de W (+Ge).

El comportamiento frente a la transformación, al templeado y revenido corresponde aproximadamente al de los aceros martensíticos clásicos con 9-12% de Cr, y el nivel de dureza máxima se obtiene a partir de una temperatura de austenitización de 950°C. Las características mecánicas dependen fuertemente de la temperatura de temple. Los valores óptimos de resistencia a la tracción y a elevadas temperaturas en función de tiempo se obtienen con la temperatura de temple de referencia 1075°C (+ revenido 750°C), con mejores valores de resiliencia que en el caso de los aceros convencionales. Pero una reducción de la temperatura de temple hasta 1030-950°C para mejorar aún más la resiliencia trae consigo la reducción de las características de resistencia en el ensayo de tracción y de resistencia a la fluencia lenta.

A base de varias variantes se muestra la fuerte influencia del contenido en O₂ sobre la resiliencia.

Se comparan características esenciales de las aleaciones OPTIFER con el acero japonés de 2%W-F82H-mod. que también se está estudiando en los laboratorios europeos.

Etudes des caractéristiques physiques et mécaniques des alliages OPTIFER

Résumé

Dans le cadre des travaux de développement de matériaux de structure de faible activation pour des réacteurs thermonucléaires, le Centre de Recherche de Karlsruhe a conçu des alliages martensitiques au Fe-9,5Cr dénommés OPTIFER qui font maintenant l'objet d'études supplémentaires d'un programme européen à long terme. Les différentes variantes contiennent des taux variables de W, Ta, Ge et/ou Ce comme éléments de substitution des éléments d'alliage résiduels Mo, Ni, Nb et Al, indésirables radiologiquement. Jusqu'à présent, dans 3 séries de fabrication, on a fabriqué 13 charges différentes que l'on a analysées d'une façon approfondie. Il s'est avéré que la variante à 9,5Cr-1W+Mn, V, Ta était la plus prometteuse jusqu'à présent. Pour des raisons radiologiques, on étudie aussi une version alternative exempte de W (+Ge).

Le comportement à la transformation et au traitement de trempe et de revenu correspond approximativement à celui des aciers martensitiques classiques à 9-12% de Cr, le niveau maximal de dureté étant atteint à partir d'une température d'austénitisation de 950°C. Les caractéristiques mécaniques varient fortement en fonction de la température de trempe. Des valeurs optimales de résistance à la traction et au fluage pour une durée finie sont obtenues avec la température de trempe de référence de 1075°C (+revenu à 750°C), les valeurs de résiliencia étant meilleures que pour les aciers classiques. Cependant, une diminution de la température de trempe à 1030-950°C dans le but d'améliorer encore sensiblement la résiliencia entraîne la réduction des caractéristiques de résistance dans l'essai de traction et de fluage pour une durée finie.

La forte influence de la teneur en O₂ sur la résiliencia est démontrée pour plusieurs variantes.

On compare des caractéristiques essentielles des alliages OPTIFER à celles de l'acier japonais à 2% de W-F82H-mod. qui est également analysé dans les laboratoires européens.

Gliederung	Seite
1. Einleitung	1
2. Versuchsmaterial	2
3. Versuchsergebnisse	3
3.1 Umwandlungsverhalten	3
3.2 Härteverhalten	4
3.3 Anlaßverhalten	4
3.4 Zugfestigkeitseigenschaften	6
3.5 Kerbschlagzähigkeitseigenschaften	7
3.6 Zeitstandfestigkeitsverhalten	9
4. Diskussion	11
5. Literatur	14
6. Anhang (Bemerkungen zu experimentellen Details)	45

Untersuchungen zu physikalischen und mechanischen Eigenschaften der OPTIFER-Legierungen

1. Einleitung

Aufbauend auf den langjährigen Entwicklungsarbeiten an den martensitischen 12 % Cr-Stählen, werden für die Erste Wand und Blanket von Fusionsreaktoren sogenannte niedrigaktivierende Legierungen entwickelt, bei denen aus radiologischen Gründen auf bewährte Legierungselemente wie z.B. Nb, Mo, Ni verzichtet wird und eine weitere Anzahl unerwünschter Begleitelemente auf extrem niedrigem Konzentrationsniveau gehalten werden müssen [1 - 4]. Als Substitution für die o.g. Elemente kommen W, Mn, Ta, Ge, Ti in Frage, wobei untersucht werden muß, inwieweit z.B. das Festigkeitsniveau der konventionellen 12 % Cr-Stähle erhalten bleibt.

Im Rahmen des Projekts Kernfusion wurden vom Forschungszentrum Karlsruhe/IMF eine Gruppe martensitischer Stähle entworfen, die unter der Bezeichnung OPTIFER (optimierter Ferrit) im europäischen Longterm-programm untersucht und weiterentwickelt werden [5 - 7]. Anhand der Tabelle 1 soll der derzeitige Stand aufgezeigt werden. In der 1. Serie wurden 4 Varianten (OPTIFER Ia - III) in unserem Auftrag von SAARSTAHL hergestellt. Diese wurden als 25 kg Chargen doppelt-vakuum erschmolzen und als Stabmaterial ausgeschmiedet. Als Ergebnis der umfangreichen Charakterisierungsversuche wurden 2 Varianten ausgesondert und nur noch die W-haltige Version (Ia) und die mit Ge-legierte W-freie Version (II) weiterverfolgt [8, 9,10].

Bei den Varianten IVa - IVc handelt es sich um offen erschmolzene und im Vakuum umgeschmolzene 150 kg-Chargen (erkennbar an den 6-stelligen Chg.-Nr.), wobei IVa + b eine mit auf 8,5 % Cr-Anteil herabgesetzte Version ist [11] und OPTIFER-IVc etwa OPTIFER-Ia entspricht (ohne Bor). Diese größeren Chargen erlauben umfangreichere und auch technologisch ausgerichtete Untersuchungen (z.B. LCF- und Schweißversuche).

Als 2. Serie wurden OPTIFER-V und VI mit geringen Modifikationen gegenüber Ia und II (B-frei und erniedrigter Ge-Anteil), sowie OPTIFER-VII als doppelt-vakuumschmolzene Version von OPTIFER IVa + b mit 8,5 % Cr hergestellt, die z.Zt. im europäischen Rahmen untersucht werden.

Auf der Grundlage des bisherigen Kenntnisstandes aus den Untersuchungen der OPTIFER-Legierungen wurde als europäische Version EUROFER spezifiziert, die

sich z.Zt. als mehrere to-Charge in der Herstellung befindet und insbesondere die Herstellung verschiedener Halbzeugabmessungen erlaubt, mit denen ein Blanket-Modul-Modell (1:2) hergestellt wird, um technologische Fragen zu klären.

Bei OPTIFER-VIII-X handelt es sich um z.Zt. in der Herstellung befindliche Laborschmelzen, die mit EUROFER analysengleich sind und an denen die Rolle von Bor, insbesondere unter Bestrahlungsbedingungen, untersucht werden soll.

Die Versuchsergebnisse an den OPTIFER-Legierungen werden mit den Ergebnissen der japanischen 2 % W-Version F82H-mod. vergleichend betrachtet, die in Arbeits- teilung in den verschiedenen europäischen Labors untersucht wird [12 - 14].

Der vorliegende Bericht beschreibt die Untersuchungsergebnisse von den neueren OPTIFER-Varianten IV-VII im Vergleich zu [5] und insbesondere den Einfluß verschiedener Vergütungsbehandlungen auf physikalische und mechanische Eigenschaften.

2. Versuchsmaterial

Die Varianten bis OPTIFER-X wurden bzw. werden von der Fa. SAARSCHMIEDE (vormals SAARSTAHL bzw. Röchling) hergestellt. Von OPTIFER-IVc wurden 4 Chargen à 150 kg offen erschmolzen und im Vakuum-Lichtbogenofen umgeschmolzen und zu 4 kt.40 und 4 kt.65 mm Stäben ausgeschmiedet. OPTIFER-I-III und V-VII wurden jeweils als 25 kg Laborschmelzen doppelt vakuumerschmolzen. D.h., nach der ersten Erschmelzung im Vakuum Induktionsofen wurde der Kokillenabguß auf Ø75 mm geschmiedet und auf Ø70 mm abgedreht. Anschließend wird dieser Stab als selbstverzehrende Elektrode im Vakuum-Lichtbogenofen umgeschmolzen und zu 4 kt.25 mm Stäben ausgeschmiedet.

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 Cr-Ni (Schaeffler) - Diagramm sind alle Varianten als vollmartensitisch anzusehen [15].

Die Grundanalyse der OPTIFER-Varianten geht aus Tabelle 1 hervor. In Bezug auf die radiologisch unerwünschten Begleitelemente sei auf die Analysenwerte für die 1. OPTIFER Serie in [5, Tab. 2] verwiesen. Veranschaulicht wird dies durch Bild 1, in dem die bisherigen Ergebnisse dem radiologisch wünschenswerten Limit gegen-

übergestellt sind (Stand 1996).

Die noch laufenden Untersuchungen an der 2. OPTIFER Serie, erhebliche Fortschritte in der Analysetechnik sowie neuere Aktivierungsrechnungen werden diese Darstellung modifizieren und bei einigen Elementen die Differenz zwischen radiologischem Wunsch und metallurgischer Wirklichkeit verkleinern.

3. Versuchsergebnisse

3.1. Umwandlungsverhalten

Für Wärmebehandlungen ist die Kenntnis des Umwandlungsverhalten der martensitischen Stähle sehr wesentlich, wobei in der Praxis dem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für kontinuierliche Abkühlung eine besondere Bedeutung zukommt. Aus diesem Grunde wurden für alle wesentlichen Varianten im Rahmen der Entwicklungsarbeiten des Forschungszentrums Karlsruhe an den sogenannten 12% Cr-Stählen entsprechende ZTU-Diagramme erstellt [18].

Für die OPTIFER-Varianten der 1. Serie wurden die Umwandlungspunkte und kontinuierliche ZTU-Schaubilder mit der Austenitisierungstemperatur 1075° bestimmt [5], entsprechend der Referenzhärtetemperatur für diesen Stahltyp. Eine abgesenkte Härtetemperatur von z.B. 950°C hätte technologische Vorteile und verbessert das Kerbschlagzähigkeitsverhalten ganz deutlich [11], muß aber in ihrem Einfluß auf die übrigen wichtigen Eigenschaften betrachtet werden. Deshalb wurden für die 2. Serie (OPTIFER V-VII) ZTU-Schaubilder für 950°C Austenitisierungstemperatur aufgestellt.

Im Bild 2 sind die Umwandlungskennwerte und ZTU-Schaubilder gegenübergestellt. Der Bereich der Perlitbildung wird durch die niedrigere Austenitisierungstemperatur um fast eine Dekade zu kürzeren Zeiten hin verschoben und die Martensitbildungstemperatur M_s verschiebt sich zu tieferen Temperaturen. Die Erniedrigung des Cr-Anteils hat die gleiche Tendenz wie bei den 8-12% Cr-Stählen [18]. Die α - γ -Umwandlungspunkte A_{c1b} und A_{c1e} sind von der Austenitisierungstemperatur unabhängig, weil sie in der Aufheizphase bestimmt werden. Unterschiede bei diesen Kennwerten hängen nur von der chemischen Zusammensetzung ab.

Die Abkühlung eines \varnothing 10 mm Stabes an Luft entspricht dem Verlauf der Abkühlkurve $\lambda = 1.0$. Bei Wärmebehandlungen von Probenrohlingen im Muffelofen steht dann als Bezeichnung (Temp.)/Luft. Die entstehende Zunder- und

Entkohlungsschicht wird bei der Probenfertigstellung abgearbeitet. Werden fertige Proben vergütet, erfolgt zur Vermeidung der Oxidationsschicht die Wärmebehandlung unter Vakuum im Quarzrezipienten. Die Abkühlgeschwindigkeit liegt dann im Bereich $\lambda = 1-3$ und gewährleistet gemäß ZTU-Schaubild eine volle martensitische Durchhärtung. Für die Behandlung steht dann (Temp.)- \sqrt{V} /Vakuum.

3.2 Härteverhalten

Härteversuche im Temperaturbereich 850° - 1150°C zeigen, wann das maximale Härteniveau erreicht wird, und die anschließende metallografische Untersuchung dient u.a. der Bestimmung der Korngröße, die ja für die Kerbschlagzähigkeit von ausschlaggebender Bedeutung ist.

Im Bild 3a sind die Ergebnisse der Härtemessungen der 1. und 2. OPTIFER-Serie aufgetragen und im Bild 4a die W-haltigen OPTIFER-Legierungen im Vergleich zur japanischen 2% W-Version F82H-mod. Das maximale Härteniveau wird in jedem Fall ab 950°C Härtetemperatur erreicht. Die absolute Höhe der Härtewerte hängt in erster Linie vom C-Gehalt ab, wie aus Bild 4a deutlich hervorgeht.

Die Ausbildung der Korngröße in Abhängigkeit von der Härtetemperatur geht aus den Teilbildern b hervor, wobei zwischen 950° und 1075° ein Größenunterschied um den Faktor 5-6 besteht. Wesentliche Erkenntnis ist aber, daß der zur Kornfeinung zulegierte Ta-Anteil deutlich höher als 0,02% sein muß. Sowohl OPTIFER-II mit einem auf 0,018% abgebrannten Ta-Anteil von 0,018% (Bild 3b) als auch F82H-mod. mit 0,016% (Bild 4b) zeigen bei gleicher Härtetemperatur deutlich gröberes Korn. Gehalte über 0,10% mögen für erhöhte Härtetemperaturen noch von Vorteil sein, jedoch besteht eine größere Tendenz zur Bildung von Ta-Primärkarbiden, die Kohlenstoff abbinden, der demzufolge nicht mehr bei der Martensitbildung zur Verfügung steht [5].

3.3. Anlaßverhalten

Der Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Härte, und damit indirekt auch auf die Festigkeit, geht aus Bild 5 für die OPTIFER-Chargen der 2. Serie hervor. Ausgehend vom Härteniveau 390-415HV30 für den HT-Bereich 950° – 1075° haben Anlaßbehandlungen bis 450°2h keinen wesentlichen Einfluß. Im Anlaßtemperaturbereich

475-550° bildet sich das auch für die 8-12% Cr-Stähle typische Sekundärhärtemaximum aus. Oberhalb 550°C setzt die Anlaßwirkung voll ein und bis 800° fallen die Härtewerte auf 175 - 195 HV30 ab. Dieser Anlaßverlauf entspricht auch den Chargen der 1. Serie.

Der Härteanstieg bei 850° hängt mit dem Überschreiten von A_{c1b} zusammen, wenn die α - γ -Umwandlung einsetzt und beim Abkühlen eine erneute Teilhärtung erfolgt.

Anhand dieses Vergütungsschaubildes kann man die maximale Anlaßtemperatur mit einem gewissen Sicherheitsabstand zur α - γ -Umwandlungstemperatur A_{c1b} festlegen.. Für die Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften wurde als Referenzanlaßtemperatur 750°C gewählt.

Die bisherigen Ausführungen zum Anlaßverhalten beziehen sich auf den gehärteten Zustand, der durch die Wahl der entsprechenden Anlaßtemperatur und -zeit (in der Regel 2 Std.) in den gewünschten Vergütungszustand gebracht wird. Der spätere langzeitige Einsatz bei erhöhten Temperaturen, sei es als Bauteil oder Prüfling, übt eine zusätzliche Anlaßwirkung auf den Vergütungszustand aus (vielfach auch als Alterung bezeichnet), wodurch die ursprünglich eingestellte Vergütungshärte bzw. -festigkeit erniedrigt wird. Deren Einfluß wird durch das Bild 5 nicht abgedeckt und muß durch entsprechende Versuche zur Anlaßbeständigkeit ergänzt werden (Stabilisieren n. DIN 17014). Umfangreiche empirische Untersuchungen haben gezeigt, daß in Bezug auf die Härteänderung Anlaßtemperatur und -zeit in begrenztem Rahmen gut austauschbar sind. Hollomon und Jaffe haben diesen Zusammenhang durch einen Parameter der Form $P = T_K(c + \log t)$ beschrieben [19], der später durch eine Arbeit von Larson und Miller [20] zur Beschreibung des Zeitstandfestigkeitsverhaltens bekannter wurde.

Glühbehandlungen im Temperaturbereich 500 – 800°C und Zeiten bis 3000 h wurden an den OPTIFER-Varianten auf den eingestellten Vergütungszustand aufgebracht. Die anschließend gemessenen Härtewerte ergeben über den Hollomon-Jaffe Parameter aufgetragen die sogenannte Anlaß-Hauptkurve. Im Bild 6 sind für einige Varianten und für F82H-mod. die AnlaßHauptkurven dargestellt. Anhand des Auflösungsnetzes kann man erkennen, daß bis zur derzeitigen maximalen Auslegungsgrenze für ITER (550° - 20000 h) keine Abnahme der Vergütungshärte auftritt. Selbst eine Abnahme von 5% der Ausgangshärte entspricht bei allen dargestellten Stählen einer zusätzlichen thermischen Beanspruchung von rund 10^5 h bei 550°C.

3.4. Zugfestigkeitseigenschaften

Die Zugfestigkeitseigenschaften der 1. OPTIFER-Serie sind in [5] in Abhängigkeit von der Anlaß- und Prüftemperatur umfassend dargestellt worden. Unter teilweiser Verwendung dieser Ergebnisse wird im Folgenden insbesondere der Einfluß der unterschiedlichen Härtetemperaturen behandelt für den Prüftemperaturbereich bis 700°C (Tabellen 2-4).

Zunächst sind im Bild 7 die Zugversuchskennwerte für die W-freien Versionen OPTIFER-II mit 1,2% Ge und OPTIFER-VI mit 0,38% Ge dargestellt. Für OPTIFER-VI ergeben sich für Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze $R_{p0,2}$ über den gesamten untersuchten Prüfbereich, klar abgestuft, mit steigender Härtetemperatur höhere Werte, wo hingegen die Duktilitätskennwerte und das Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ keine nennenswerten Unterschiede aufweisen. Die früher untersuchte Variante II mit 1,2% Ge hat nur bei Raumtemperatur deutlich unterschiedliche Festigkeitskennwerte, dagegen im Bereich 450 - 600° ist kein Einfluß der Härtetemperatur ersichtlich.

Für die W-haltigen Versionen sind die Ergebnisse im Bild 8 zusammengefaßt. Bei den Festigkeitskennwerten ist der Unterschied zwischen Proben mit 950° und 1075°C Härtetemperatur noch etwas ausgeprägter als bei den W-freien Versionen, bei allerdings nur geringen Unterschieden in den Duktilitätskennwerten.

Eine doppelte Anlaßbehandlung bei OPTIFER-V mit 525°C (☉) im Bereich des Sekundärhärtemaximums plus 750° 2 h hat keinen erkennbaren Einfluß gegenüber nur 750° Anlassen (●). Ein Vergleich mit dem W-haltigen japanischen Stahl F82H-mod. und dem konventionellen martensitischen Stahl MANET-II aus dem Fusionsprogramm erfolgt in Bild 9. Die für F82H-mod. angegebenen Werte (x) für den Anlieferungszustand (1040°38'+750°1h) liegen im Bereich der bei 950° gehärteten OPTIFER-Chargen und entsprechen auch exakt den Ergebnissen von Proben, die bei 950° bzw. 1000° gehärtet worden waren. Ein Einfluß der Härtetemperatur (950° - 1040°) auf die Zugversuchskennwerte bei F82H-mod. liegt nicht vor [21]. MANET-II hat bis 500°C Prüftemperatur deutlich höhere Festigkeitskennwerte, ohne daß damit niedrigere Dehnungswerte (A, Ag) einhergehen. Lediglich die Brucheinschnürungswerte Z liegen bei 450°C niedriger.

Die nachfolgende Tabelle gibt den Unterschied in MPa für die Zugfestigkeit und Streckgrenze bei RT und 550°C Prüftemperatur an für die bei 950°C bzw. 1075 –

1040°C gehärteten Zustände.

ΔMPa für Härtung bei 950°+750° bzw.		1075°+750° (II, Ia, V, IVc)	
		1050°+750° (VI)	
		1040°+750° (F82H-mod.)	
OPTIFER-II	RT:	ΔR_m : 65	$\Delta R_{p0,2}$ 85
Chg. 668 (Ge)	550°	10	10
OPTIFER-VI	RT:	0	25
Chg. 734 (Ge)	550°	50	55
OPTIFER-Ia/V	RT:	50	75
664/735 (W)	550°	75	75
OPTIFER-IVc	RT:	90	105
986778 (W)	550°	50	50
F82H-mod.	RT:	15-20	20-25
9741 (W)	550°	5	5

3.5 Kerbschlagzähigkeitsverhalten

Die Bruchzähigkeit ist ein sehr wichtiges Auswahlkriterium, weil bei stoßartiger Beanspruchung (z.B. Plasma-Abbruch, Handhabungseffekte) martensitische Stähle bei tiefen Temperaturen mit einem spröden Bruch reagieren. Ergebnisse von Bestrahlungsversuchen zeigen, daß dieser Übergang vom duktilen zum spröden Bruch (Steilabfall) zu höheren Temperaturen hin verschoben wird [2, 22, 23]. Es ist deshalb auch das Ziel, schon im unbestrahlten Zustand eine weit zu tiefen Temperaturen verschobene A_v/T -Kurve und somit möglichst niedrige DBTT (ductile-brittle-transition-temperature) und FATT-Werte (fracture-appearance-transition-temperature) zu erhalten. DBTT bedeutet den halben Wert der Hochlage der verbrauchten Schlagarbeit, und FATT bezeichnet die Temperatur, bei der 50% kristalliner Bruchanteil vorliegt. Beide Kenngrößen liegen in der Praxis relativ nahe beieinander.

Den stärksten Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit hat die Korngröße. Wie im Kapitel 3.2 gezeigt wurde, steigt mit zunehmender Härtetemperatur die Korngröße (in μm) an und ist auch vom Ta-Anteil als Kornfeiner abhängig. Desweiteren hat der O_2 -Anteil einen starken Einfluß bei sonst analysengleicher Zusammensetzung. Ein höherer O_2 -

Gehalt führt im Gefüge zu zahlreicheren Oxidationsprodukten mit negativem Einfluß auf das Bruchverhalten [10]. Dies ist insofern zu beachten, weil der Desoxidationsprozess sich bei der Herstellung der niedrigaktivierenden Legierungen besonders schwierig gestaltet, weil Aluminium als wirksamstes Desoxidationsmittel aus radiologischen Gründen entfällt. Deshalb ist bei der folgenden Präsentation der Versuchsergebnisse der z.T. stark unterschiedliche O_2 -Gehalt bei den OPTIFER-Varianten und die von der Härtetemperatur abhängige Korngröße angegeben.

Zunächst sind im Bild 10a die A_v/T -Kurven für die W-freien Varianten OPTIFER-II und VI dargestellt. Die Erniedrigung der Härtetemperatur von der Referenzhärtetemperatur 1075° über 1030° auf 950° , bei OPTIFER-VI, einhergehend mit einer Abnahme der Korngröße von $65 \mu\text{m}$ auf $10 \mu\text{m}$, führt zu einer deutlichen Verschiebung der A_v/T -Kurve zu tieferen Temperaturen hin, wie auch die DBTT-Werte zeigen. Im Bereich der Hochlage wird eine stärkere Streuung der Meßwerte beobachtet, was z.T. auf den hohen O_2 -Anteil (160 ppm) zurückzuführen sein dürfte. Von OPTIFER-II sind zwei Härtetemperaturen untersucht worden, deren A_v/T -Kurven sich gut den entsprechenden Kurven von OPTIFER-IV zuordnen, mit übereinstimmenden DBTT-Werten. Der niedrigere O_2 -Gehalt dürfte durch die höhere Korngröße kompensiert werden.

Im Teilbild b ist für die W-haltige Version OPTIFER-Ia, -IVc und -V für die Referenzhärtetemperatur 1075° ein Streuband dargestellt, das sich auch durch die unterschiedlichen O_2 -Gehalte und Korngrößen der 3 Chargen ergibt. Die Erniedrigung der HT auf 950° führt auch bei dieser Version zu einer deutlichen Verschiebung der A_v/T -Kurve und DBTT zu tieferen Temperaturen.

Die OPTIFER-VII-Charge, die mit dem auf 8,5% abgesenkten Cr-Gehalt parallel zu den offen erschmolzenen OPTIFER-IVa + b-Chargen doppelt-vakuumschmolzen wurde, zeigt bei Erniedrigung der Härtetemperatur den gleichen positiven Effekt auf die Lage der A_v/T -Kurve und DBTT.

Der negative Einfluß höherer O_2 -Gehalte soll noch einmal anhand des Bildes 11 verdeutlicht werden. Schon zu einem früheren Zeitpunkt wurde an dem für die allgemeine Energietechnik optimierten martensitischen 10,5% Cr-Stahl OPTIMAR beobachtet, daß zwei analysengleiche Chargen, die sich lediglich im O_2 -Gehalt unterschieden, deutlich unterschiedliche A_v/T -Kurven ergaben bei gleichen Kurz- und Langzeitfestigkeitseigenschaften [24]. In gleicher Weise treten die Unterschiede bei den OPTIFER-Chargen IVa und VII (W-8,5% Cr) und II und VI (Ge) auf. Bei OPTIFER-VI war der

Unterschied zu II zunächst nicht so deutlich wegen des sehr feinen Kornes (10 μm gegen 28 μm), jedoch zeigt die dritte Kurve (*) mit einer Austenitisierungstemperatur von 1030°C und einer vergleichbaren Korngröße von 35 μm eine deutliche Verschiebung zu höheren Temperaturen hin (s.a. Tabelle 5). Die Einzelwerte der an den OPTIFER-Varianten IVc - VII durchgeführten Kerbschlagversuche sind in den Tabellen 6 - 10 zusammengestellt.

3.6. Zeitstandfestigkeitsverhalten

In [5] wurde erstmals eine vergleichende Gegenüberstellung der Zeitstandfestigkeitskurven der 1. OPTIFER-Serie mit dem konventionellen Stahl MANET-II gebracht, um das erreichte Festigkeitsniveau nach den Legierungsmodifikationen zu demonstrieren. Diese Befunde waren auch der Grund, die Varianten Ib und III wegen mangelnder Desoxydationseigenschaften durch Yttrium und schlechterer Zeitstandfestigkeit, sowie starke Rekristallisationsneigung und Primärkarbidbildung aus der weiteren Entwicklungslinie herauszunehmen. Der Vergleich in [12] ergab, daß die W-haltige Version OPTIFER-Ia, Chg. 664 ein deutlich besseres Zeitstandfestigkeitsverhalten aufwies als die japanische Version F82H-mod. Die Zeitstandversuche wurden im T-Bereich 450 – 700°C bis zu max. 40 000 h-Versuchszeit durchgeführt, wie auch aus der Auflistung in Tabelle 11 hervorgeht. Im Bild 12 sind alle Versuchszeiten bis zum Erreichen der 1%-Zeit-Dehngrenze bzw. bis zum Bruch in Form der Zeitstand-Hauptkurve (n. Larson-Miller) dargestellt. Deutlich ist bei der Charge 666 (Ta, Ce) = OPTIFER-III, der starke Spannungsabfall in den Kurven auf Grund der zuvor angesprochenen Rekristallisation zu erkennen. Auch der Unterschied in den Kurven für die Charge 668 (Ge, Ce) = OPTIFER-II, für die Härtetemperatur 1075° bzw. 950° Die abgesenkte Härtetemperatur wurde erstmals gewählt, weil diese Variante wegen des niedrigen Ta-Anteil bei 1075°C ein zu grobes Korn aufwies (s. Kapitel 3.2).

Im weiteren Verlauf der Entwicklungsarbeiten wurden und werden die Varianten IV-VII systematisch auf den Einfluß unterschiedlicher Vergütungsbehandlungen hin untersucht, um dem Gewinn an Kerbschlagzähigkeit auch quantitativ den Verlust an Zeitstandfestigkeit gegenüberstellen zu können. Die Zeitstandversuche sind bei den Legierungen IVc-VII noch im Gange, insbesondere die Langzeitversuche, so daß es für eine detaillierte Bewertung noch zu früh ist (s. Tabelle 11). Dies gilt insbesondere für Aussagen zur Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit

und den Duktilitätskennwerten bei langen Standzeiten.

Zunächst wird im Bild 13 für die W-haltige OPTIFER-Version exemplarisch die Bandbreite der verschiedenen Zeitstandkennwerte dargestellt. Darin wird die OPTIFER-V-Charge in verschiedenen Vergütungszuständen mit der vergleichbaren Variante OPTIFER-Ia aus der ersten Serie im Referenzzustand ($1075^\circ + 750^\circ$) betrachtet. Deutlich wird schon beim bisherigen Stand der Untersuchungen, daß die Zeitstandfestigkeits- und Kriechwerte mit abnehmender Härtetemperatur schlechter werden und die Bandbreite mit steigender Prüftemperatur größer wird (Teilbilder a-c). D.h., dem zuvor in Kapitel 3.5 gezeigten Gewinn an Kerbschlagzähigkeit steht eine erhebliche Abnahme bei diesen drei Kenngrößen gegenüber. Demgegenüber ordnen sich die Duktilitätskennwerte Bruchdehnung A_v und Brucheinschnürung Z_u in einem relativ schmalen Streuband ein (Teilbilder d,e). Diese Aussage ist allerdings mit einem Vorbehalt versehen, denn es gibt Hinweise, daß W-haltige 8-10% Cr-Stähle zu langen Beanspruchungszeiten hin ($<10^4$ h) eine ausgeprägtere Abnahme der Duktilitätskennwerte aufweisen als W-freie. Darauf wird in der Diskussion noch eingegangen.

Die bisher vorliegenden Werte für die 1%-Zeit-Dehngrenzen und Standzeiten erlauben in der Larson-Miller-Darstellung als Zeitstand-Hauptkurven schon eine gute vergleichende Bewertung sowohl der verschiedenen Varianten als auch der Vergütungsbehandlungen. Im Bild 14 sind die bisher vorliegenden Ergebnisse für die 1%-Zeit-Dehngrenzen und Standzeiten aller W-haltigen OPTIFER-Chargen zusammengestellt im Vergleich zum japanischen Stahl F82H-mod. mit 2% W. Zu diesem Stahl ist zu bemerken, daß Zug- und Zeitstandversuche mit abgesenkten Härtetemperaturen (1000° bzw. 950°) keinen Einfluß auf die entsprechenden Kennwerte zeigten und innerhalb der Schwankungsbreite der Proben des Anlieferzustandes mit 1040° HT lagen [14, 21].

Die OPTIFER-Legierungen zeigen dagegen eine klare Zweiteilung, was durch die unterschiedliche Schraffur noch unterstrichen wird. Die Kennwerte für die Referenzhärtetemperatur 1075° (geschlossene Symbole) liegen deutlich über den Werten von F82H-mod. Die Werte von Proben mit den abgesenkten Härtetemperaturen (offene Symbole für 900° bis 1030°) liegen ab dem Parameterwert $P = 22$ mehr oder weniger deutlich unter dem Kurvenzug von F82H-mod. Eine doppelte Anlaßbehandlung ($525^\circ + 750^\circ$) führt zu keinem markanten Unterschied in den Kennwerten gegenüber einer einfachen 750° Anlaßbehandlung. Eine Absenkung des Cr-Gehaltes auf 8,5%

bei OPTIFER-VII (⊗) im Vergleich zu OPTIFER-V mit 9,5% Cr (⊙) im gleichen Vergütungszustand führt zu einer Erniedrigung der beiden Kennwerte.

Für die W-freien OPTIFER-Kurven sind die bisher erzielten Werte in gleicher Weise im Bild 15 zusammengestellt. Auch bei diesem Stahl ergibt sich eine erhebliche Bandbreite bei beiden Kennwerten als Einfluß einer Härtetemperaturspanne von 950 - 1075°. Dabei ist der Unterschied bei OPTIFER-VI deutlich größer als bei OPTIFER-II zwischen den Kurvenzügen für 950° bzw. 1075°C Härtetemperatur. Der Vergleich mit den F82H-mod. Kurven soll den stark matrixverfestigenden Einfluß des W-Anteils zeigen.

Eine detaillierte Darstellung zum Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten erfolgt zu einem späteren Zeitpunkt in einem separaten Bericht, wenn die Langzeitversuche an den Varianten IVc - VI (siehe Tabelle 11) weitgehend abgeschlossen sind.

4. Diskussion

Nachdem im ersten Schritt gezeigt wurde, daß die Substitution von Nb, Mo und Ni durch Cer und Tantal bei einem martensitischen 9,5% Cr-Stahl durchaus zu befriedigenden Festigkeitswerten und guten Zähigkeitswerten führte, wurden die OPTIFER-Stähle mit W, Ta und Ge als Substitutionselemente entworfen. Dabei wurden auch für alle radiologisch ungünstigen Begleitelemente, unter Berücksichtigung der sequentiellen Reaktionen, die maximalen Konzentrationen festgelegt und in die Materialspezifikation aufgenommen. Die sich aus diesen Rechnungen ergebenden Abklingkurven der Ausgangsaktivität von rd. $5 \cdot 10^4$ Sv/h, im Bild 16 als OPTIFER-spez. bezeichnet, ergaben für die W-freien Versionen mit Ta bzw. Ge ein Abklingverhalten, das nahe an reines Eisen heranreicht. Die mit rd. 1% Wolfram spezifizierten Versionen zeigen oberhalb 10^2 Jahren ein deutlich verzögertes Abklingverhalten und unterschreiten den „Hands-on Level“ erst nach $5 \cdot 10^2$ Jahren.

Die metallurgische Wirklichkeit zeigt allerdings die Kurve (Δ) für OPTIFER-real, die sich aus den Rechnungen mit den tatsächlichen Konzentrationen der hergestellten Legierungen ergibt. Der wesentliche Beitrag für dieses stark verzögerte Abklingverhalten der realen OPTIFER-Legierungen ist dem mit 10-100 ppm noch um 3-4 Größenordnungen zu hohen Nb-Anteil zuzuordnen.

Die Ergebnisse der bisherigen physikalisch-mechanischen Untersuchungen an 13

Varianten bzw. Chargen der OPTIFER-Entwicklungslinie führte zu Erkenntnissen und Bewertungen, die letztlich zur Spezifikation einer europäischen Großcharge unter der Bezeichnung EUROFER führte, die sich z. Zt. in der Herstellung befindet.

- Eine Desoxidation über Yttrium beim Schmelzprozeß der Wolfram-Varianten ist weniger effizient als über Cer, weil ein höherer Rest-Al-Gehalt festgestellt wird und Stickstoff als Legierungselement zu stark abgebrannt bzw. eliminiert 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 sowie frühe Neigung zur Rekristallisation mit Grobkornbildung.
- Der Ta-Anteil zur Kornfeinung und somit Voraussetzung für gutes Kerbschlagzähigkeitsverhalten, sollte im Bereich 0,05-0,09% liegen (wie für EUROFER-spezifiziert). Niedrigere Gehalte führen schon ab 1000° Härtetemperatur zu grobem Korn mit nachteiligen Folgen, wie an OPTIFER-II (0,018%) und F82H-mod. ($\leq 0,02\%$) erkennbar war.
- Von entscheidendem Einfluß auf das Kerbschlagzähigkeitsverhalten ist auch der O_2 -Gehalt, der <100 ppm sein sollte. Die Entwicklungsarbeiten an OPTIFER- und anderen Varianten von martensitischen 8-12% Cr-Stählen haben erstmals den experimentellen Nachweis gebracht, daß O_2 -Gehalte >100 ppm die $A_{\sqrt{T}}$ -Kurve stark zu höheren Temperaturen hin verschiebt.
- Langzeit-Glühversuche ergaben, daß das durch die Vergütung eingestellte Härteniveau im derzeitigen Auslegungsrahmen (550° - $20\ 000^h$) nicht merkbar verändert wird (Alterungsbeständigkeit).

Unterschiedliche Härteniveaus in Abhängigkeit von den verschiedenen Wärmebehandlungsschritten sind allerdings zwischen den drei Legierungstypen OPTIFER (W-frei), OPTIFER (1% W) und F82H-mod. (2% W) erkennbar, wie man aus den Säulendiagrammen in Bild 17a-c entnehmen kann. Im jeweils linken Bereich ist die Härte des angelassenen bzw. teilweise gehärteten Gefüges für Temperaturen zwischen A_{c1b} bis A_{c1e} dargestellt, im mittleren Bereich die praktisch T-unabhängigen Werte für die vollmartensitischen Zustände mit der x-schraffierten Säule für den vergüteten Zu-

stand mit 750° Anlaßtemperatur. Diese Säule und die rechts davon gezeichneten Säulen für die nach den Stabilisierungsglühungen gemessenen Härtewerte zeigen das deutlich höhere Härteniveau der W-haltigen OPTIFER-Version gegenüber der W-freien und F82H-mod.

Schwerpunkt der Untersuchungen an der 2. Serie der OPTIFER-Legierungen war der Einfluß erniedrigter Härtetemperaturen gegenüber der Referenzhärtetemperatur 1075°C. Nicht nur technologisch sind niedrigere Temperaturen vorteilhaft, geht doch aus den Härteversuchen klar hervor, daß ab 950°C das maximale Härteniveau erreicht wird, ein sehr feines Korn vorliegt und Kerbschlagversuche mit abgesenkten Härtetemperaturen eine deutliche Verschiebung der A_v/T -Kurven zu tieferen Temperaturen hin aufweisen.

- Das Umwandlungsverhalten bei kontinuierlicher Abkühlung von einer erniedrigten Austenitisierungstemperatur erfolgt erwartungsgemäß in der Perlitstufe etwas früher und die M_s/M_f -Punkte werden leicht erniedrigt.
- Die Zugfestigkeitskennwerte R_m und $R_{p0,2}$ werden bei Absenkung der Härtetemperatur von 1075° auf 950° um 10-20% erniedrigt und zwar sowohl bei der W-haltigen als auch bei der W-freien OPTIFER-Variante.
- Die Zeitstandfestigkeitskennwerte für 1%-Dehnung und Standzeit weisen ebenfalls eine große Spannbreite in Abhängigkeit von der Härtetemperatur auf. So fällt bei der W-haltigen Version IVc die Zeitstandfestigkeit $R_m/550^\circ/20000h$ von 180 MPa auf 110 MPa, wenn die HT von 1075° auf 950° abgesenkt wird.

Detaillierte Aussagen, insbesondere hinsichtlich des Kriechverhaltens und der t/T -Abhängigkeit der Duktilitätskennwerte, sollten erst gemacht werden, wenn die in nächster Zeit zu erwartenden Ergebnisse von weiteren Langzeitversuchen vorliegen. Inwieweit bei langen Beanspruchungszeiten im Temperaturbereich 550°-650°C z.B. bei W-haltigen Legierungen die Bruchdehnungs- (A_u) und Einschnürungswerte (Z_u) durch Bildung der Lavesphase erniedrigt werden, ist auch in der Literatur nicht eindeutig geklärt. Die vom VDEh zusammengestellten umfangreichen Datensätze für die höher C-haltigen Stähle X20CrMoV121 bis X22CrMoWV121 ergaben keine kennzeichnenden Unterschiede zwischen W-freien und bis 0,5% W enthaltende Chargen [25].

Aus den Untersuchungen von A. v. d. Steinen [26] an Stählen mit 8,4-11,3% Cr, 0,1% C und steigenden W-Gehalten von 0-4% geht hervor, daß bei 550°C Prüftemperatur unabhängig vom W-Gehalt die beiden Duktilitätskennwerte A_u und Z_u eine abnehmende Tendenz, bei 600° bis 1% W die A_u - Werte zunehmen und die Z_u -Werte abnehmen und bei 2 - 4% W beide Werte abnehmen.

Dieses etwas uneinheitliche Bild ergibt sich auch bei den von uns untersuchten niedrigaktivierenden Stählen OPTIFER und F82H-mod. sowie den konventionellen Varianten OPTIMAR mit und ohne W, wie es für den derzeitigen Stand der Untersuchungen in den Bildern 18 u. 19 dargestellt ist.

Danksagung

Die Autoren danken Herrn Falkenstein für die sachgerechte Durchführung der Wärmebehandlungs- und Zeitstandversuche und den Herren Graf und Zimmermann für die metallografischen Untersuchungen und Härtemessungen

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.

Teile der experimentellen Arbeiten wurden von CIEMAT-Madrid durchgeführt und im Rahmen der projektbezogenen Förderung (Acciones Integradas Hispano-Alemanas) durch das BMBF unterstützt.

5. Literatur

- [1] 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
- [2] R. L. Klueh, K. Ehrlich, F. Abe, „Ferritic/martensitic steels: promises and problems“, Journal of Nuclear Materials 191 - 194 (1992), 5. 116 - 124
- [3] 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. -1.10.1993, Journal of Nuclear Materials 212 - 215 (1994), S.678- 683

- [4] E. Daum, K. Ehrlich, M. Schirra (Editors), „Proceedings of the Second Milestone Meeting of European Laboratories on the Development of Ferritic/Martensitic Steels for Fusion Technology“, Karlsruhe, September 9-10, 1996
FZKA-5848 (Mai 97)
- [5] M. Schirra, K. Ehrlich, S. Heger, M.T. Hernández, J. Lapeña, „OPTIFER, ein weiterer Schritt zur Entwicklung niedrigaktivierender martensitischer Stähle“,
FZKA 5624, Nov. 1995
- [6] M.T. Hernández, J. Lapeña, P. Fernández, M. Schirra, Proc. XXI Reunion Anual de la Sociedad Nuclear Espanola celebrada del 25.-27. de Octubre 1995 - Reus (Tarragona), „OPTIFER: Aceros de baja activación candidatos como 1.º pared en los reactores de fusion nuclear por confinamiento magnetico“.
- [7] M.P. Fernández, J. Lapeña, M.T. Hernández, M. Schirra, Informes Tecnicos CIEMAT 790, Februar 1996, „OPTIFER, un paso hacia el desarrollo de un acero martensitico de baja activación. Resultados de los ensayos de caracterización“.
- [8] M. Schirra, K. Ehrlich, Jahrestagung Kerntechnik, Mannheim, Mai 1996, Beitrag 812, Seite 605 - 608, „Physikalische und mechanische Untersuchungen an niedrigaktivierenden martensitischen Stählen vom Typ OPTIFER“.
- [9] M. Schirra, K. Ehrlich, 19. Vortragsveranstaltung VDEh „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, Düsseldorf 29.11.96, Tagungsband S. 64 - 76, „Mechanische Eigenschaften von niedrigaktivierenden martensitischen Stählen (Typ OPTIFER)“
- [10] M. Schirra, E. Materna-Morris, Metallographie Tagung 10. - 12.9.97, Karlsruhe, Sonderband der Praktischen Metallographie Nr. 29, S. 249 - 254, „Änderung in der chemischen Zusammensetzung von OPTIFER-Versuchslegierungen auf der Basis von 10-12% Cr-Stählen und deren Konsequenz auf die physikalisch-mechanischen Eigenschaften.“
- [11] L. Schäfer, H. Kempe, „Metallkundliche und mechanische Untersuchungen an dem schwach aktivierbaren martensitischen Chromstahl OPTIFER-IV“,
KfK 5353, August 1994.
- [12] M. Schirra, Ch. Adelhelm, P. Graf, S. Heger, H. Kempe, H. Zimmermann, M.P. Fernández, J. Lapeña, „Arbeiten zur Grundcharakterisierung am niedrigaktivierenden Stahl F82H-mod. im Vergleich zu OPTIFER“,
FZKA 6008, Dezember 1997

- [13] E. Materna-Morris, M. Schirra, 20. Vortragsveranstaltung VDEh-„Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, Düsseldorf 28.11 .97, Tagungsband, „Der Einfluß des Gefüges auf das mechanische Verhalten der niedrigaktivierenden martensitischen Stähle mit 8% Cr oder 9,5% Cr (F82H-mod. bzw. OPTIFER)“.
- [14] R. Lindau (Editor), „Homogeneity Tests of European Laboratories on Alloy F82H-mod.“, FZKA 5814, in preparation
- [15] M. Schirra, „Die historisch-empirische Entwicklung des Gefügediagramms der Cr-Ni-Stähle“. Stahl und Eisen 112 (1992) Heft 10, S. 117-120
- [16] S. Kelzenberg, „Berechnung und experimentelle Verifizierung von Materialaktivierungen in D-T-Fusionsreaktoren“, FZKA 5836, November 1996
- [17] E. Daum, „Neue Ergebnisse zum Langzeitaktivierungsverhalten von ferritisch-martensitischen Strukturmaterialien unter Fusionsbedingungen“, FZKA 6182, in Vorbereitung
- [18] M. Schirra, H. Finkler, „Das Umwandlungsverhalten der hochwarmfesten martensitischen Stähle mit 8-14% Cr“, FZKA 5607, 1995
- [19] J.H. Hollomon, L.D. Jaffe, „Time-temperature Relations in Tempering Steel“, Transaction of the Am. Inst. of Mining and Met. Eng. 162/1945, pp. 223 - 249
- [20] F.R. Larson, J. Miller, „A time-temperature relationship for rupture and creep stresses“, Trans. ASME 72 (1952, 765/75)
- [21] M. Schirra, S. Heger, A. Falkenstein, „Das Zeitstandfestigkeits- und Kriechverhalten des niedrigaktivierenden martensitischen Stahles F82H-mod.“ (Abschlußbericht), FZKA 6265, in Vorbereitung
- [22] K. Ehrlich, K. Anderko, „Metallische Werkstoffe als Erste-Wand-Werkstoffe für zukünftige Fusionsreaktoren“, Journal of Nuclear Materials 171 (1990), S. 139-149
- [23] M. Rieth, B. Dafferner, H. D. Röhrig, C. Wassilew, „Charpy impact properties of martensitic 10,6% Cr-steel (MANET-I) before and after neutron exposure“, Fusion Engineering and Design 29 (1995), S. 365-370
- [24] 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
- [25] VDEh „Ergebnisse deutscher Zeitstandversuche langer Dauer“, Verlag Stahleisen, mbH - Düsseldorf 1969
- [26] A. v. d. Steinen, „Zum Zeitstandverhalten von Stählen mit rd. 0,1% C, 10% Cr und 0-4% W“, Dissertation 1974— RWTH Aachen

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	Ce	Erschmelzung Bem.
Ia	664	9,3	0,10	0,50	0,26	0,066	<u>0,96</u>	-	46	50	61	155	47	<10	SV4=Vakuum-Induktionsofen +Vakuum-Lichtbogenofen 25 kg-Chargen 1. Serie mit Bor Desoxidation über Cer *)Desoxidation über Yttrium
Ib ⁾	667	9,5	0,12	0,49	0,234	0,163	<u>0,98</u>	-	40	10	63	62	87	410	
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	<10	
III	666	9,32	0,12	0,49	0,248	<u>1,60</u>	0,024	-	40	20	64	173			
IVa	986489	<u>8,5</u>	0,11	0,57	0,23	0,15	1,16	-	40	40	40	600	3 ⁾		SV1= offen erschmolzen + Vakuum-Lichtbogenofen (6-stellige Chg. Nr.) 150 kg-Chargen
IVb	986635	<u>8,1</u>	0,12	0,29	0,21	0,08	1,57	-		60	30	200		<20	
IVc (=Ia)	986778	9,05	0,13	0,52	0,25	0,09	1,00	-	40	30	-	540	190	<20	
	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		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	<100	<u>25 kg Chargen</u>
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		
VIII	806										70				SV4 3. Serie 25 kg Chargen SAARSTAHL ↑
IX	803										-				
X	804										-				
EUROFER															Böhler-Kapfenberg

17

Tabelle 2**Legierung: OPTIFER-VI (Ge-Ta)****Zustand: a) 950°30'/L+750°2h/L****Charge-Nr.: 734****b) 1000°30'/L+750°2h/L****Probe: Ø3x35mm (doxLo)****c) 1050°30'/L+750°2h/L**

OPT-VI.doc

Zustand	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2} /R _m	Bem.
a)	RT	641	510	15,3	7,6	78,8	0,79	
	250	496	416	8,6	3,2	78,2	0,84	
	350	452	392	8,0	2,7	77,9	86,0	
	450	407	370	8,6	2,4	76,3	91,0	
	550	306	292	11,4	0,95	86,5	0,95	
	650	172	162	17,3	1,2	92,5	0,94	
b)	RT	613	490	13,8	6,8	77,2	0,79	
	250	526	442	10,6	4,4	76,3	0,83	
	350	488	419	9,2	3,3	75,3	0,86	
	450	433	389	11,0	2,8	76,9	0,90	
	550	327	314	14,3	1,1	83,1	0,96	
	650	194	183	24,4	1,2	91,7	0,94	
c)	RT	641	532	12,5	5,8	75,9	0,83	
	250	552	481	9,0	3,4	76,3	0,87	
	350	514	457	7,7	2,4	72,6	0,88	
	450	454	421	7,7	1,7	74,6	0,92	
	550	355	345	12,2	0,8	83,7	0,97	
	650	221	212	15,7	1,2	89,1	0,95	

3-98

Tabelle 3

Legierung:OPTIFER-IVc

Zustand:a)950°30min/L+750°2h/L

Charge-Nr.:986778

b)1075°30min/L+ --"--

Probe:Ø5x25mm (doxLo)

OPT-IVc.doc

Zustand	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2} /R _m	Bem.
a)	RT	632	512	22,0	6,3	79,0	0,81	
	300	515	440	17,1	3,3	79,2	0,86	
	400	484	426	16,8	2,9	78,0	0,88	
	500	410	386	21,2	1,4	83,5	0,94	
	600	279	265	29,5	0,9	92,1	0,95	
	700	129	110	38,8	2,7	96,6	0,85	
	b)	RT	716	616	19,7	4,5	74,3	0,86
300		600	544	14,6	2,1	73,5	0,91	
400		561	509	14,7	2,1	74,3	0,91	
500		458	436	18,8	1,1	82,0	0,95	
600		332	321	23,8	0,6	88,4	0,97	
700		185	159	29,4	2,1	91,0	0,86	

3-98

Tabelle 4

Legierung: OPTIFER-V

Zustand:a)950°30 '/L+750°2h/L

Charge-Nr.: 735

b/950°30 '/L+525°2h/L

Probe: ϕ 5x25mm (doxLo)

+750°2h/L

Zustand	Prüftemp. °C	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Ag %	Z %	R _{p0,2} /R _m	Bem.
a)	RT	651	526	22,8	5,8	77,7	0,81	
	350	515	452	16,5	3,3	76,9	0,88	
	450	462	420	19,5	2,4	80,8	0,91	
	550	357	340	24,5	1,2	88,7	0,95	
	650	216	196	29,8	1,8	92,3	0,91	
b)	RT	657	529	21,8	6,2	78,2	0,81	
	350	523	466	15,8	2,6	78,0	0,89	
	450	465	420	18,0	2,3	80,6	0,91	
	550	361	343	22,3	1,1	89,1	0,95	
	650	222	202	32,6	1,8	93,4	0,91	

OPT-V 10/97

Tabelle 5: Einfluß der Härtetemperatur (Korngröße) und des Sauerstoffgehaltes auf die Kerbschlagzähigkeitskennwerte FATT bzw. DBTT							
Legierung	Charge	Zustand	O ₂ ppm	Korngr. µm	FATT °C	DBTT °C	Bem.
OPTIMAR	998	1075°+700°	36	16	-15	-17	
OPTIMAR	699	1075°+700°	161	30	+14	+11	
OPTIFER-Ia (W-9,3Cr)	664	900°+750°	47	(10)	-	~ -80	Schäfer/Kempe (3 Vers.) PKF 096
	664	1075°+750°	47	45	-46	~ -50	
OPTIFER-V (W-9,5Cr)	735	950°+750°	60	12	-83	-88	
	735	950°+525°+750°	60	12	-81	-86	
	735	1075°+750°	60	50	-	-55	
OPTIFER-IVc	986778	1075°+750°	190	103	-46	-60	
OPTIFER-IVa (W-8,5Cr)	986489	950°+750°	35	10	-	~ -115	Schäfer/Kempe (7 Vers.) wird noch ergänzt
OPTIFER-VII (W-8,4Cr)	736	950°+750°	170	13	-75	-78	
	736	1075°+750°		58	-17	-22	aus Stabmitte entnommen
OPTIFER-II (Ge)	668	950°+750°	90	28	-43	-57	Ta=0,018
	668	1075+750°	90	150	-	-10	Schäfer/Kempe
OPTIFER-VI (Ge)	734	950°+750°	160	10	-40	-53bis -33	Ta=0.083
	734	1030°+750°	160	35	-16	-16	
	734	1075°+750°	160	65	±0	-10	
F82H-mod	9741/3-8	960°+750°	124	35	-	-35	Schäfer/Kempe PKF 096
F82H-mod	9741/3-8	1040°+750° (Anl.)	124	55	-10	-20	
F82H-mod	9741/3-10	1040°+750° (Anl.)	103	55	-35 bis -10	-42 bis -20	FZK/SAARSTAHL/CIEMAT

Tabelle: 6 Kerbschlagversuche

Legierung: OPTIFER-IVc Zustand: 1075°30'/L+750°2h/L

Charge-Nr.: 986778

Probe: ISO-V-quer

(IMF-Vers)

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
-80	9	91	-41 / -60				
-70	18	90					
-60	129	61					
-60	114	56					
-50	120	60					
-30	156	39					
-20	165	43					
-10	210	0					
-10	165	26					
+/-0	171	22					
+/-0	177	20					
RT	210	0					
RT	207	0					
50	222	0					
80	210	0					

IVc-778.doc

10-98

Tabelle: 7 Kerbschlagversuche

Legierung: OPTIFER-V

Zustand:

Charge-Nr.: 735

a) 950°30'/L+750°2h/L

Probe: ISO-V längs

b) 950°30'/L+525°2h/L+750°2h/L

c) 1075° 30' +750°2h(Schäfer)

(SAARSTAHL)

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
a)				b)			
-140	11	95	-83/ -88	-100	17	95	-81/ -88
-120	18	95		-90	97	75	
-100	80	80		-80	163	50	
-90	100	70		-80	160	45	
-80	172	30		-40	213	20	
-60	236	0		RT	251	0	
-40	242	0		+40	248	0	
+/-0	248	0					
				c)			
				-80	11		/-55
				-60	102		
				-40	173		
				-40	138		
				-20	206		
				+/-0	240		
				RT	233		

V-735.doc

12-98

Tabelle: 8 Kerbschlagversuche

Legierung: OPTIFER-VI

Zustand: a) 950°30'/L+750°2h/L

Charge-Nr.: 734 (Seite 1)

b) -" - /W+ -" -

Probe: ISO-V -längs

c) 1030°30'/L+ -" -

(IMF,*SAARSTAHL-Vers.)

d) 1075°30'/L+ -" -

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
a)-100*	4	95	-40°/-53	b)-80	9		/-53bis-33
-80*	11	95	bis-33	-60	90	0	
-60*	89	80		-50	180		
-40*	148	50		-40	222		
-20*	153	35		-20	228		
-20	207	26		-10	222	0	
-10	222	21		+/-0	264		
-10*	157	30		RT	255	0	
+/-0*	227	0		RT	282		
+/-0	261	0		60	291		
10	264	0		80	312	0	
RT	264	0		100	285	0	
40	264	0					
40*	219	0					
60	276	0					
80	267	0					

VI-734-1.doc

10-98

Tabelle: 9 Kerbschlagversuche

Legierung: OPTIFER-VI Zustand: c)1030°30'/L+750°2h/L

Charge-Nr.: 734 (Seite 2) d)1075°30'/L+ "-

Probe: ISO-V -längs

(IMF-Vers)

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
c)-60	7,5		-16 / -16	d)-40	9	93	+0 / -10
-40	18	86		-20	42	79	
-20	108	61		-10	171	36	
-10	189	29		+/-0	141	36	
+/-0	183	2,5		10	213	0	
10	243	0		RT	183	21	
RT	195	0		40	204	0	
40	231	0		60	219	0	
60	228	0		60	240	0	
60	252	0		80	219	0	
80	231	0		100	249	0	
100	255	0		100	216	0	

VI-734-2.doc

10-98

Tabelle: 10 Kerbschlagversuche

Legierung: OPTIFER-VII

Zustand a) 950°30'/L+750°2h/L

b) 1075°30'/L+750°2h/L

Charge-Nr.: 736

(b aus Stabmitte)

Probe: ISO-V längs

(SAARSTAHL, *IMF-Vers)

Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C	Prüftemp. °C	A _v J	Krist. Fleck %	FATT/ DBTT °C
a) -120	6	95	-75/ -78	b)-40	9	86	-17 / -22
-100	8	95		-30	24	85	
-90	18	95		-30	9	86	
-80	137	55		-20	114	62	
-60	166	40		-10	183	27	
-50	178	30		+/-0	192	17	
-40	224	0		+10	201	19	
+/-0	235	0		RT	219	0	
				RT	228	0	
*)-80	15			RT	180	15	
-75	160			40	231	0	
-70	48			60	231	0	
-50	191						
-30	225						

VII-736.doc

10-98

Tabelle 11

Zeitstandversuche an OPTIFER-Legierungen

Variante	Vergütungszustand	Prüftemperaturbereich	max. Versuchszeit
OPTIFER-Ia	1075°30'V/V+750°2hV/V	450 – 700° C	40 000 h
OPTIFER-Ib	1075°30'V/V+750°2hV/V	450 – 700° C	26 294 h
OPTIFER-II	1075°30'V/V+750°2hV/V	450 – 700° C	32 094 h
OPTIFER-II	950°2hV/V+750°2hV/V	450 – 700° C	15 662 h
OPTIFER-III	1075°30'V/V+750°2hV/V	450 – 700° C	20 770 h
OPTIFER-IVa	900°30'/L+750°2h/L	500 – 650° C	6 258
OPTIFER-IVa	1000°30'/L+700°2h/L	500 – 650° C	13 794
OPTIFER-IVc	950°30'/L+750°2h/L	450 – 650° C	lfd. >2000
OPTIFER-IVc	1075°30'/L+750°2h/L	450 – 650° C	lfd. 5051
OPTIFER-V	950°30'/L+750°2h/L	450 – 650° C	lfd. 9731
OPTIFER-V	1030°30'/L+750°2h/L	500 – 650° C	lfd. 805
OPTIFER-V	1075°30'/L+750°2h/L	500 – 650° C	lfd. 2983
OPTIFER-V	950°30'/L+525°2h/L+750°2h/L	500 – 650° C	lfd. 1288
OPTIFER-V	1075°30'/L+525°2h/L+750°2h/L	500 – 650° C	lfd. >1000
OPTIFER-IV	950°30'/L+750°2h/L	450 – 600° C	2853
OPTIFER-IV	1000°30'/L+750°2h/L	500 – 600° C	2752
OPTIFER-IV	1050°30'/L+750°2h/L	500 – 600° C	lfd >7000
OPTIFER-IV	1075°30'/L+750°2h/L	500 – 650° C	lfd. 4324
OPTIFER-VII	950°30'/L+750°2h/L	450 - 650° C	lfd. >13000
			Stand 8-98

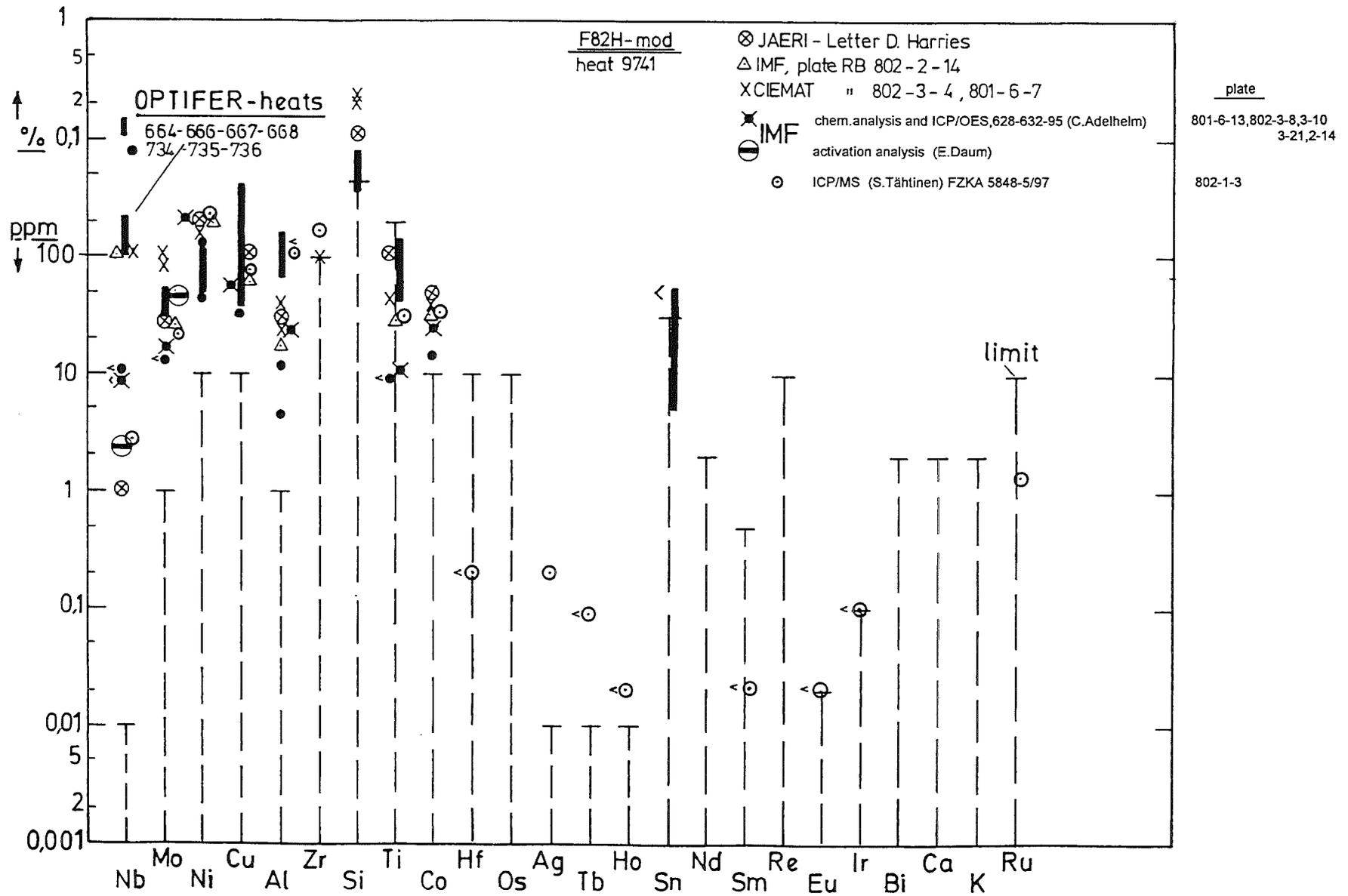


Fig. 1 : Undesirable tramp-elements in LA-steels

Bild 2

Einfluß der Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten verschiedener

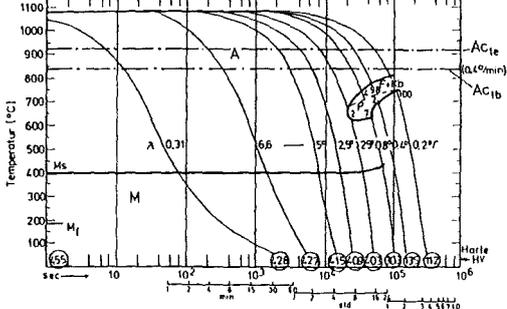
B=60ppm

OPTIFER-Varianten

B=2ppm

Werkstoff: OPTIFER Ib (WtAlV) Chg: 667

Austenitisierung: 1075° -15min, Abschreckkorngroße: 6-8 ASIM



A*K-Bereich des Austenits u Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*Kz " der Ferrit-u Karbidbildung 0,31-66 = Abkühlungsparameter λ
 Pz " Perlitbildung #10mm in Wasser λ: 0,01
 Hz " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

OPTIFER Ia/Ib

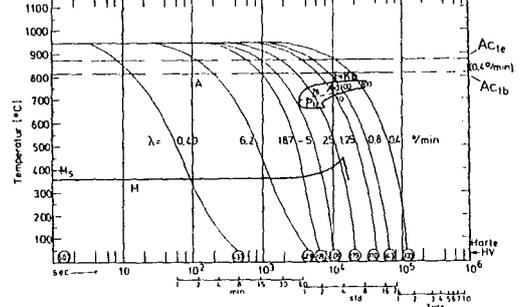
(9,5CrW)

820/830° Ac_{1b} 820°
 900/920° Ac_{1e} 875°
 418/400° M_s 370°
 222/190° M_f 130°

OPTIFER V

Werkstoff: OPTIFER-V (W,Ce) Chg: 735

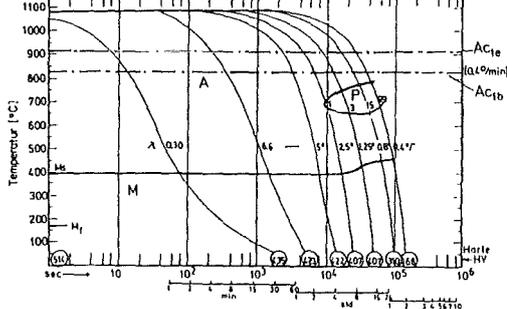
Austenitisierung: 950° 20min, Abschreckkorngroße: 8½-9½ ASIM



A*K-Bereich des Austenits u Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*Kz " der Ferrit-u Karbidbildung = Abkühlungsparameter λ
 Pz " Perlitbildung #10mm in Wasser λ: 0,01
 Hz " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

Werkstoff: OPTIFER II (Ge,Ce) Chg: 668

Austenitisierung: 1075°C-15min, Abschreckkorngroße: 3-5 ASIM



A*K-Bereich des Austenits u Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*Kz " der Ferrit-u Karbidbildung 0,3-66 = Abkühlungsparameter λ
 Pz " Perlitbildung #10mm in Wasser λ: 0,01
 Hz " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

OPTIFER II

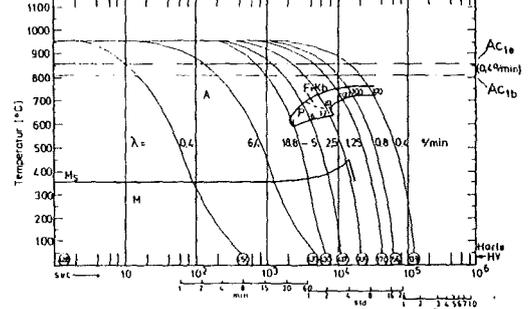
(9,5CrGe)

825° Ac_{1b} 805°
 920° Ac_{1e} 850°
 395° M_s 355°
 172° M_f 135°

OPTIFER VI

Werkstoff: OPTIFER VI (Ge,Ce) Chg: 734

Austenitisierung 950°C 20min, Abschreckkorngroße: 9-10 ASIM



A*K-Bereich des Austenits u Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*Kz " der Ferrit-u Karbidbildung = Abkühlungsparameter λ
 Pz " Perlitbildung #10mm in Wasser λ: 0,01
 Hz " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

Kontinuierliches ZTU-Schaubild

OPTIFER IVa

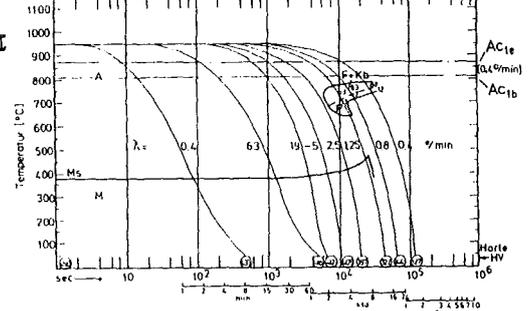
(8,5CrW)

800° Ac_{1b} 810°
 855° Ac_{1e} 870°
 375° M_s 385°
 175° M_f 160°

OPTIFER VII

Werkstoff: OPTIFER VII (8,5CrW) Chg: 736

Austenitisierung 950° 20min, Abschreckkorngroße: 9-9½ ASIM



A*K-Bereich des Austenits u Karbids 1-100 = Gefügeanteile in %
 F*Kz " der Ferrit-u Karbidbildung = Abkühlungsparameter λ
 Pz " Perlitbildung #10mm in Wasser λ: 0,01
 Hz " Martensitbildung 01 0,06
 Luft 1,0

OPTIFER IVc

AT=1075° 15'

810° Ac_{1b}
 870° Ac_{1e}
 375° M_s
 205° M_f

IVb/IVc

825/810°
 885/865°
 390/365°
 190/205°

AT=950° 20'

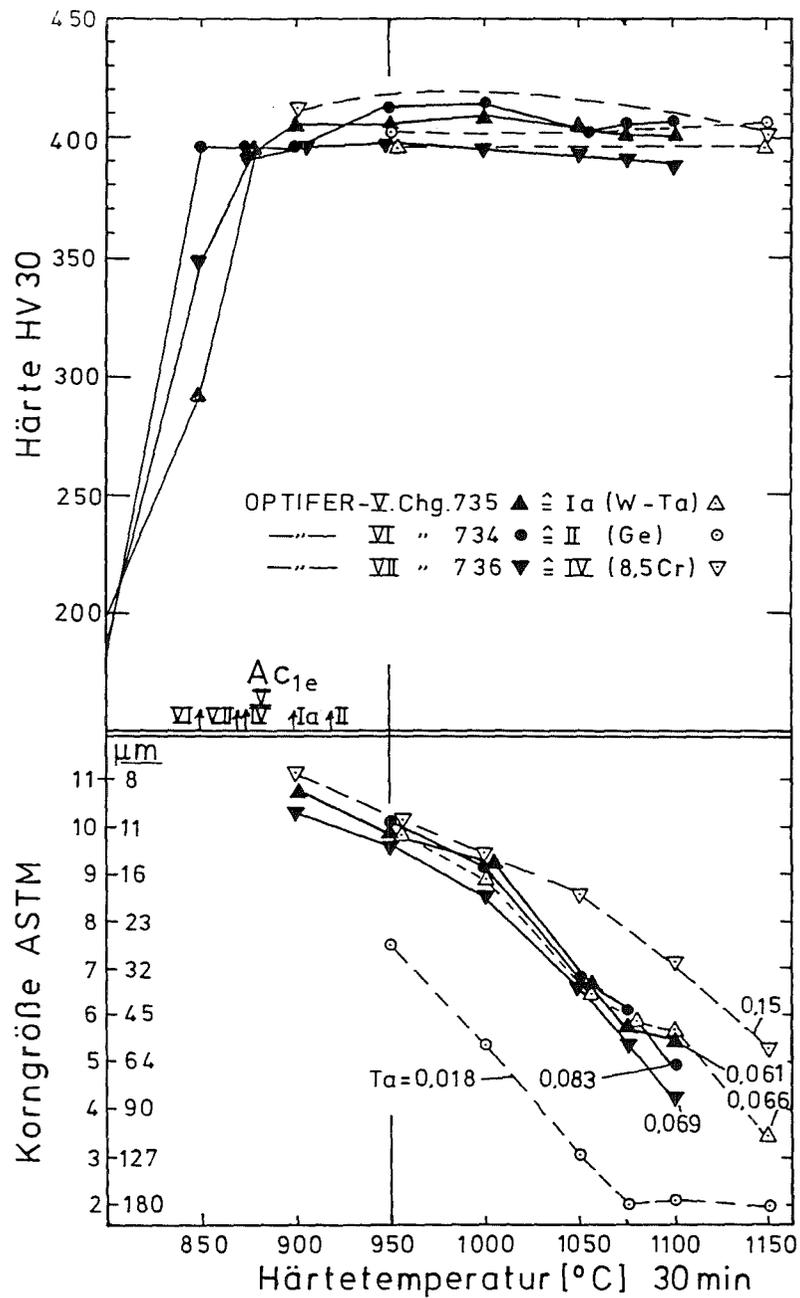


Bild 3: Härte-Diagramm

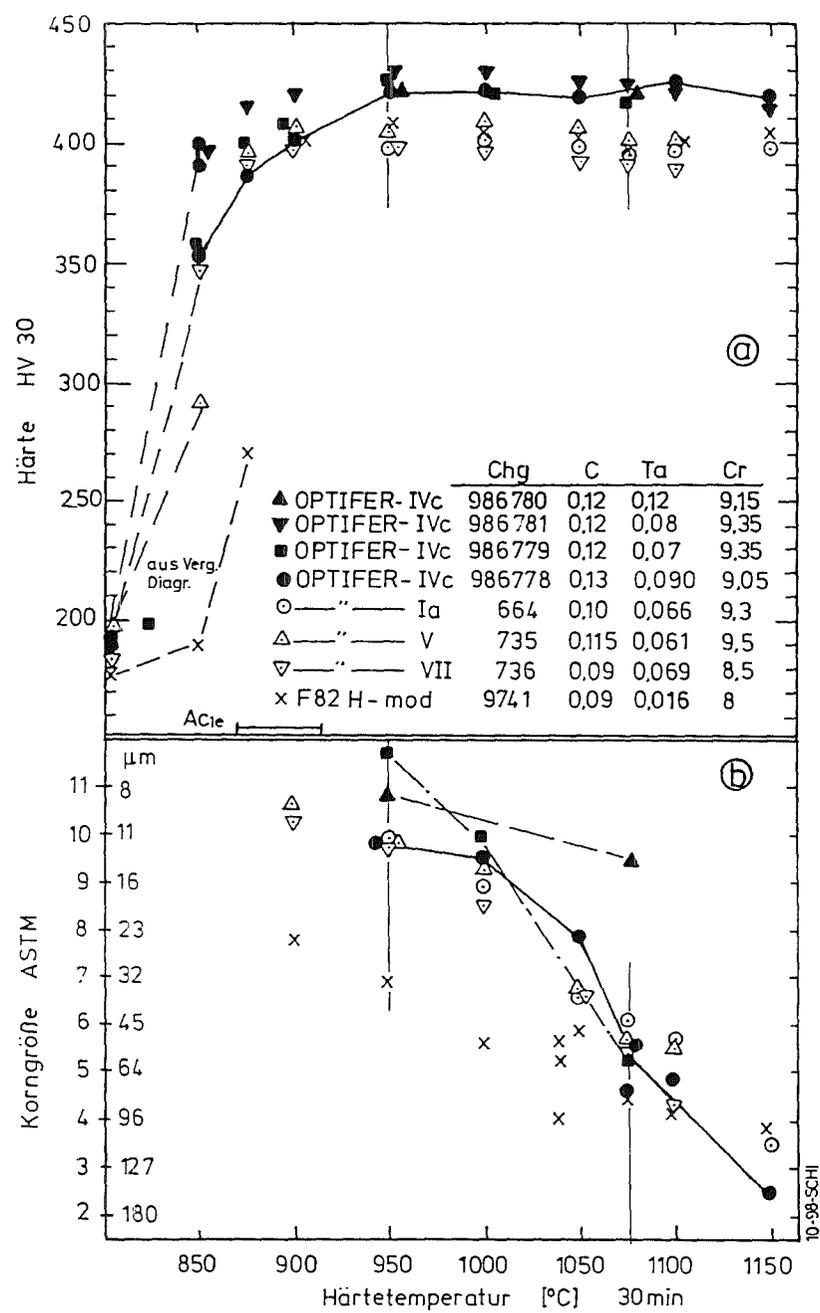


Bild 4: Härte-Diagramm der W-haltigen LA-Legierungen

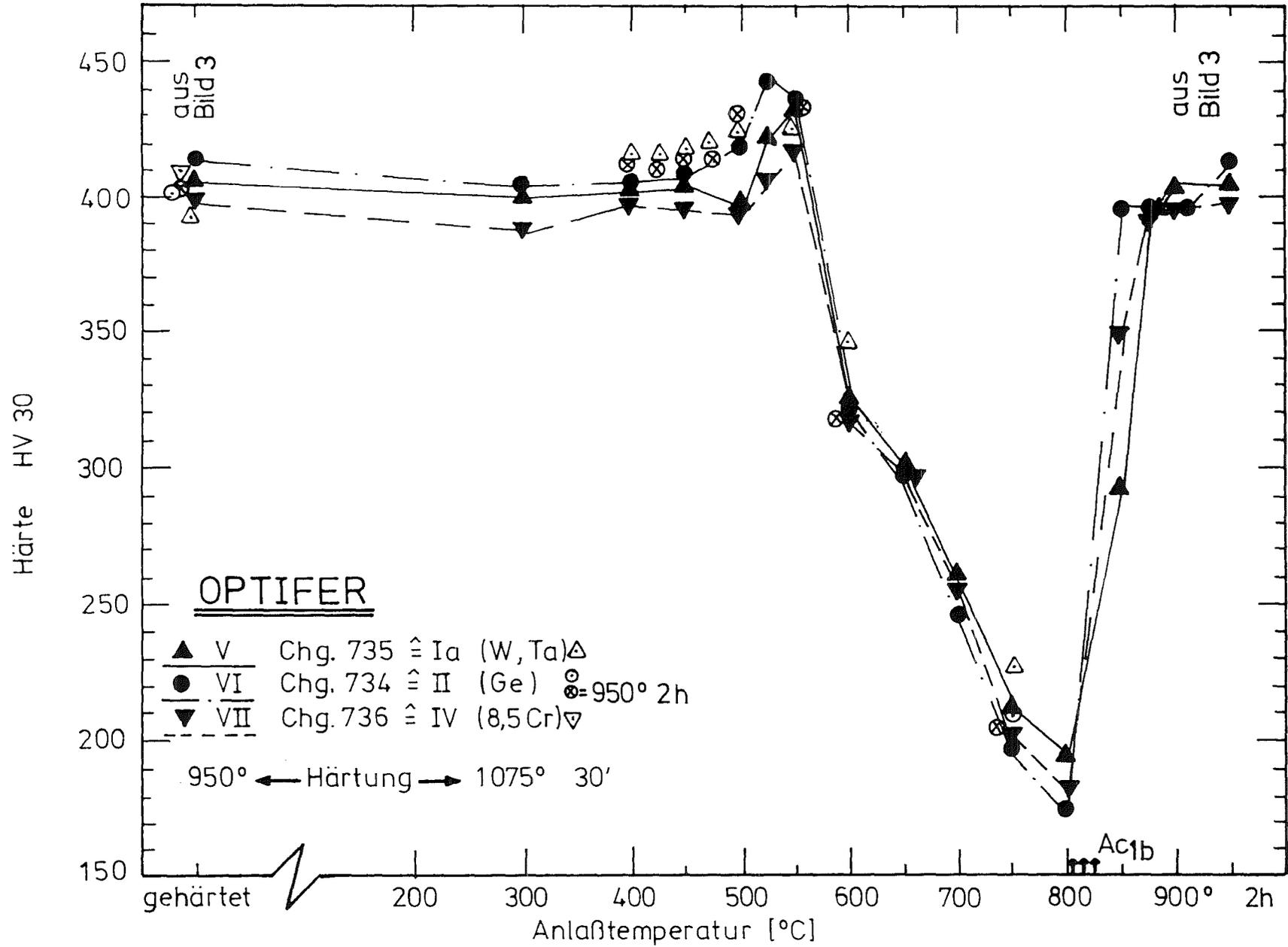


Bild 5: Vergütungsdiagramm

OPTIFER II u. VI (Ge)
Einfluß der Härtetemperatur

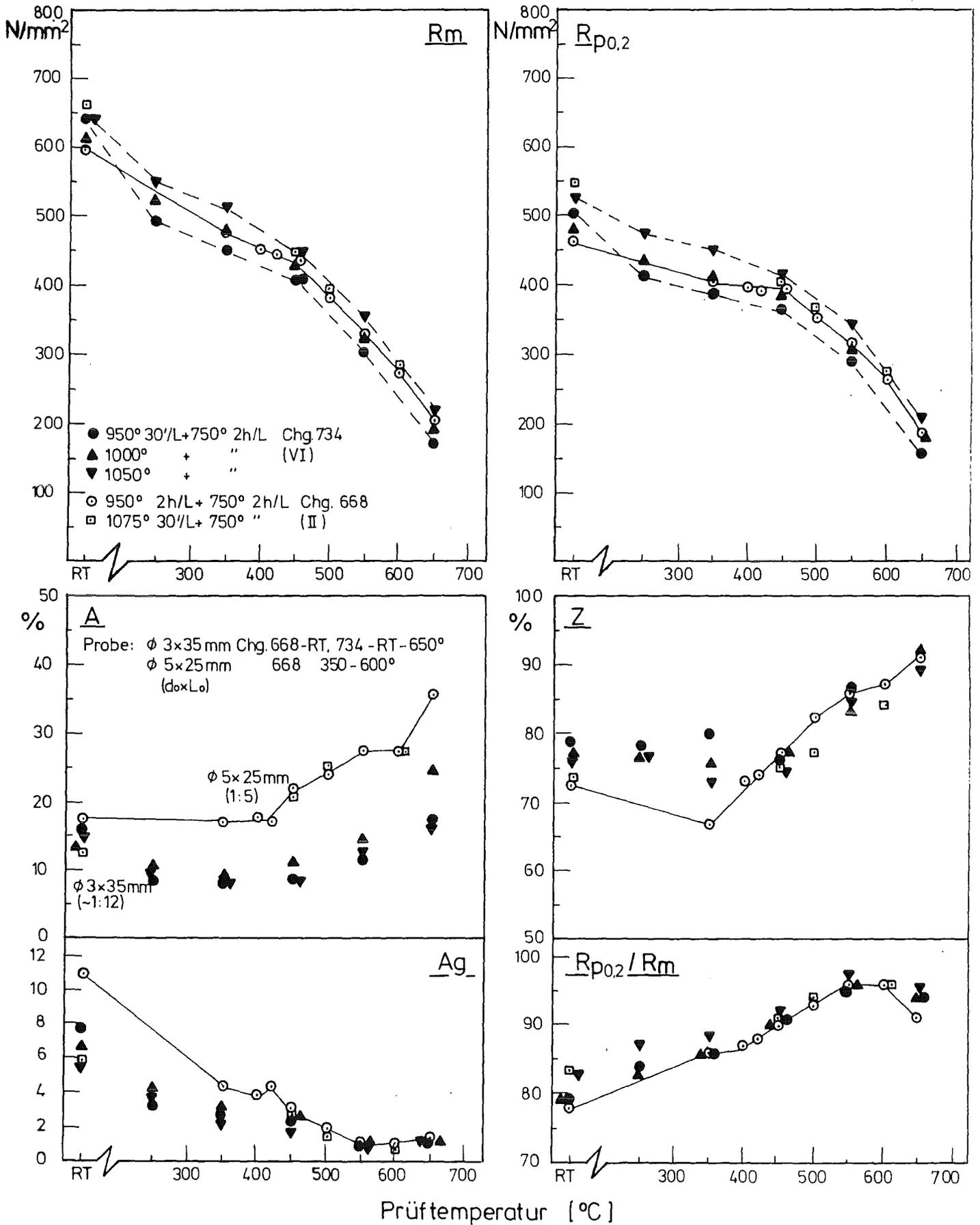


Bild 7: Zugfestigkeitseigenschaften

Einfluß der Härtetemperatur

OPTIFER - IVc (W) Chg. 986778 1075° 30'/L+750° 2h/L

— " — IVc (W) — " — 950° 30'/L+ — " —

— " — Ia (W) 664 1075° 30'/L+ — " —

— " — V (W) 735 950° 30'/L+ — " —

— " — V (W) — " — +525° 2h/L+750° 2h/L

- ▼ ———
- - - -
- ▲ ———
- - - -
- - - -

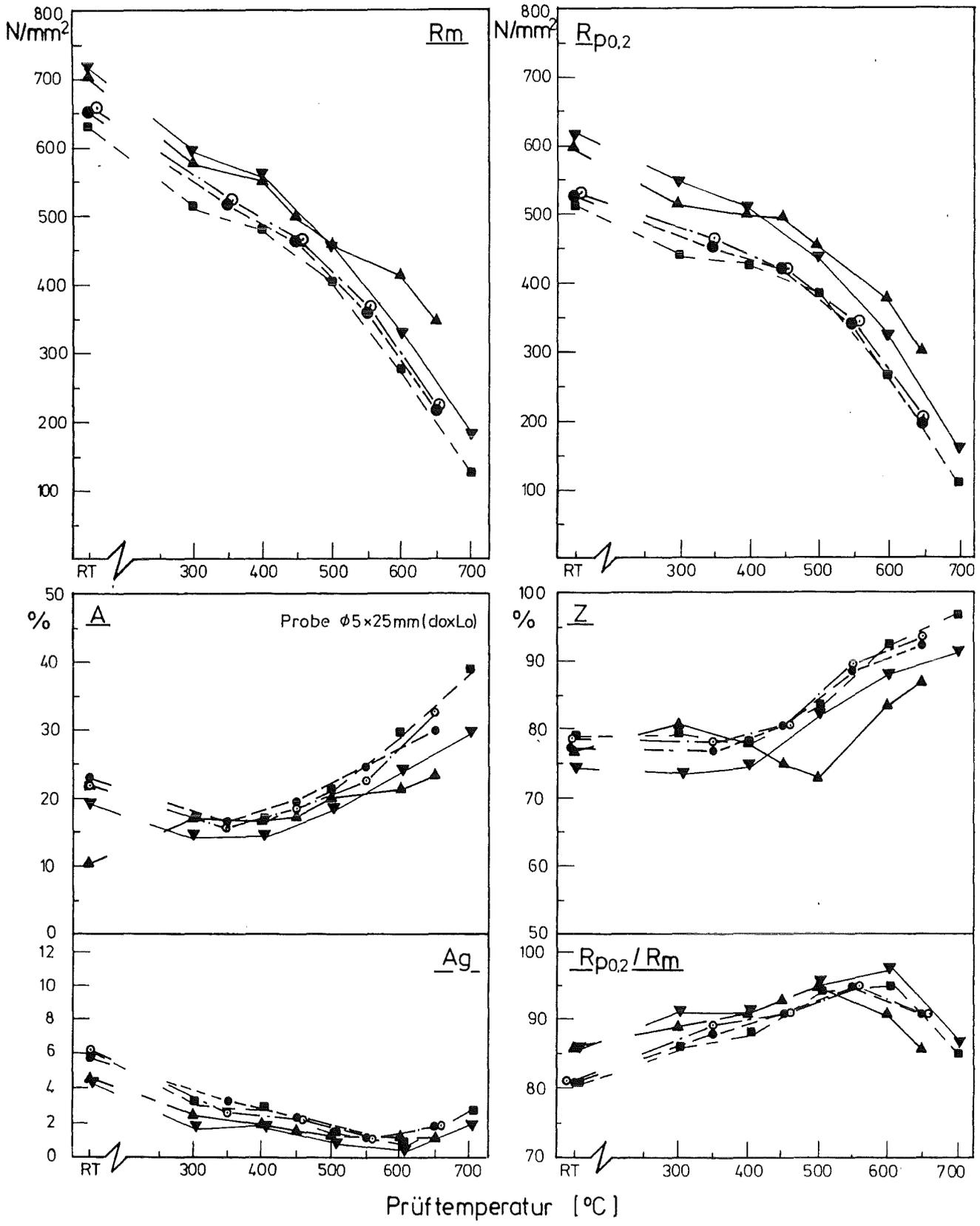
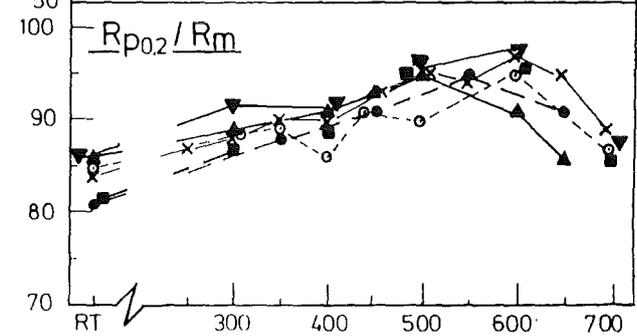
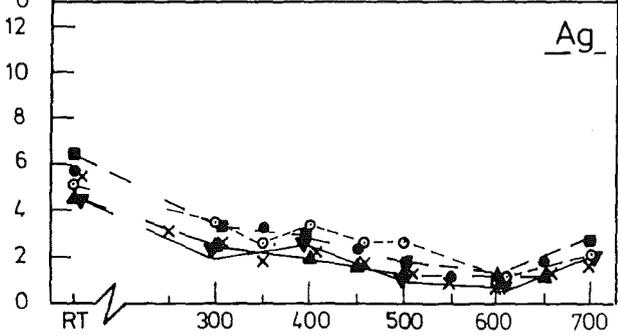
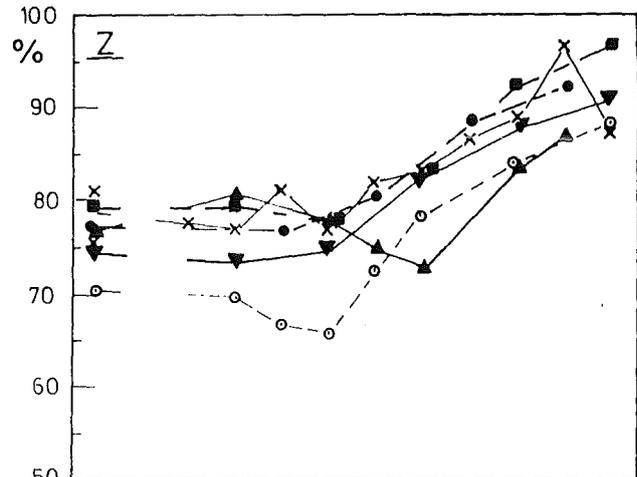
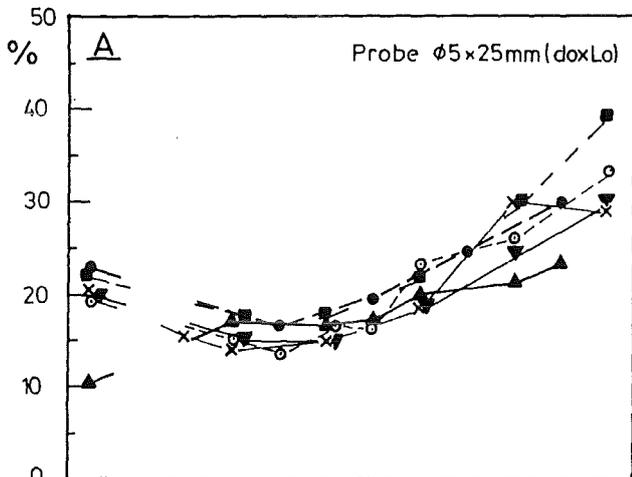
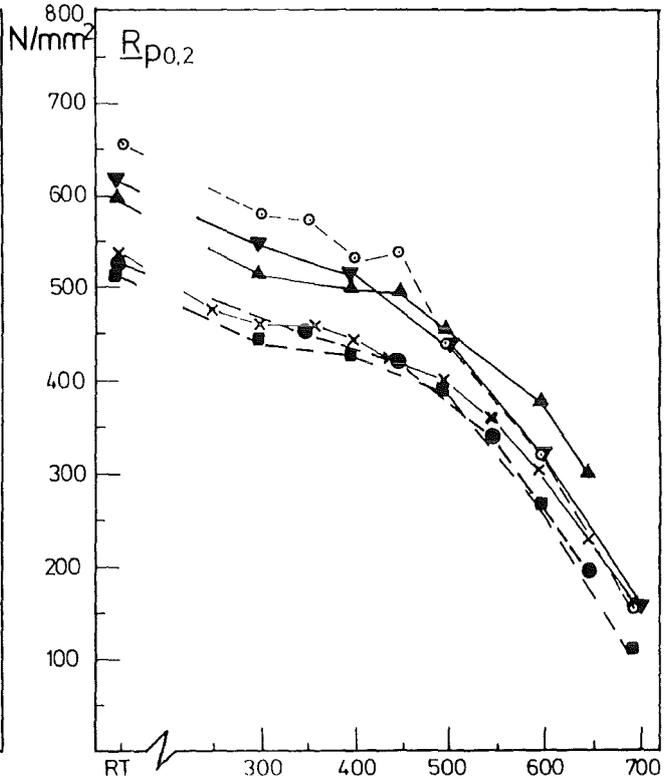
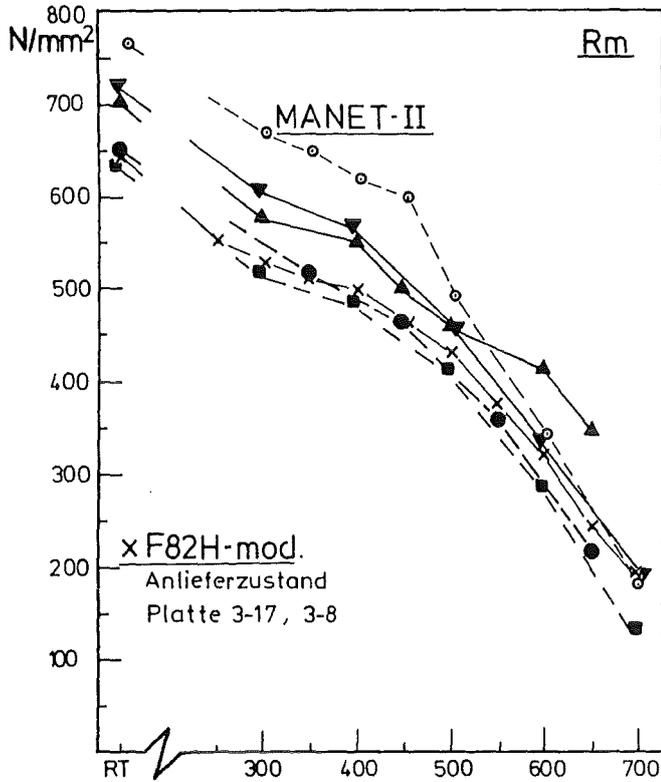


Bild 8: Zugfestigkeitseigenschaften

OPTIFER-IVc(W) 986778 1075°30'/L+750°2h/L
 —"—" —"—" 950°30'/L+ —" —"
 OPTIFER-Ia(W) Chg. 664 1075°30'/L+750°2h/L
 —"—" -V " 735 950°30'/L+ —" —"

▼
 ■
 ▲
 ●



Prüftemperatur [°C]

Bild 9: Zugfestigkeitseigenschaften

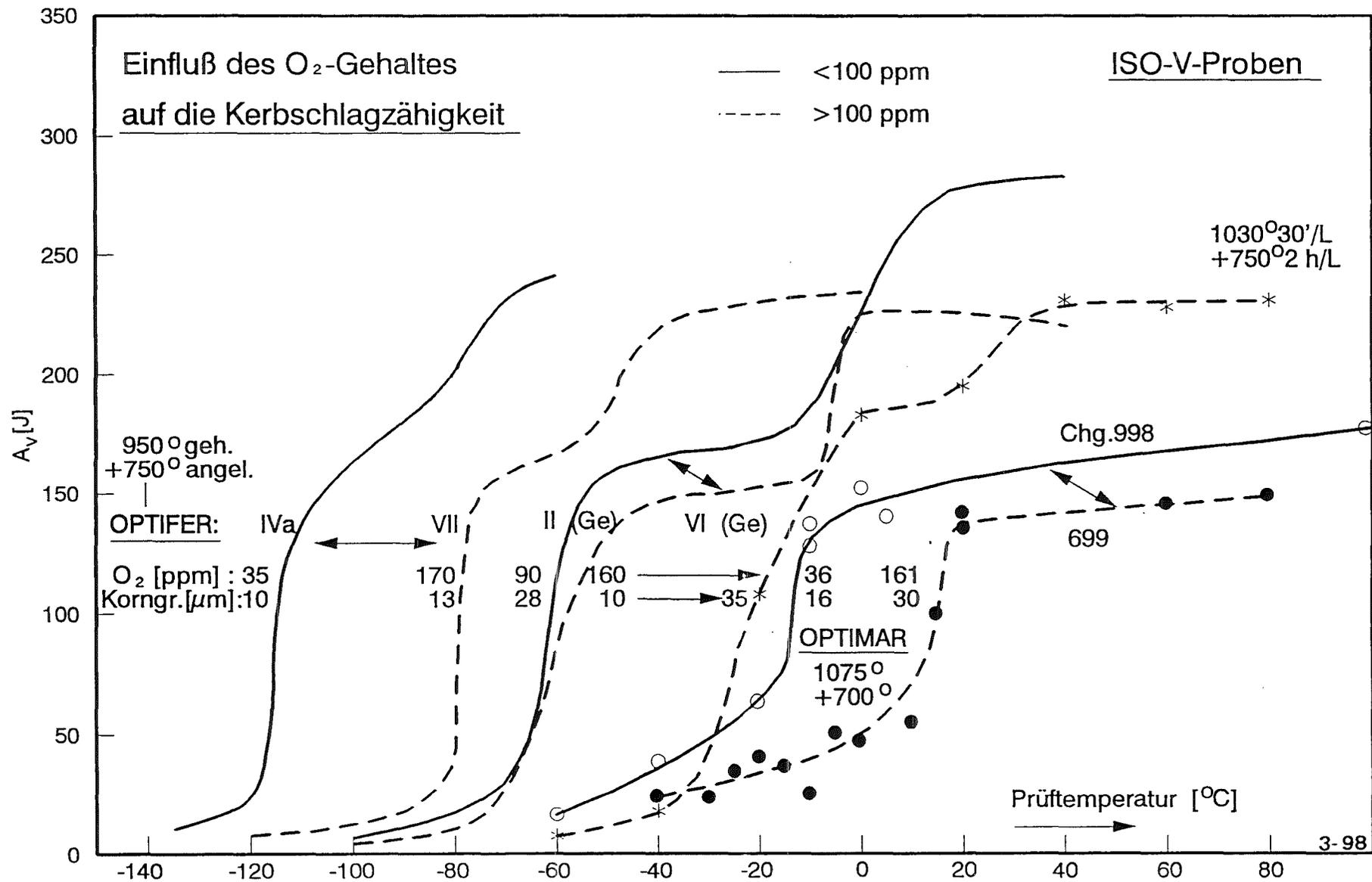


Bild 11: Kerbschlagzähigkeits-Kurven

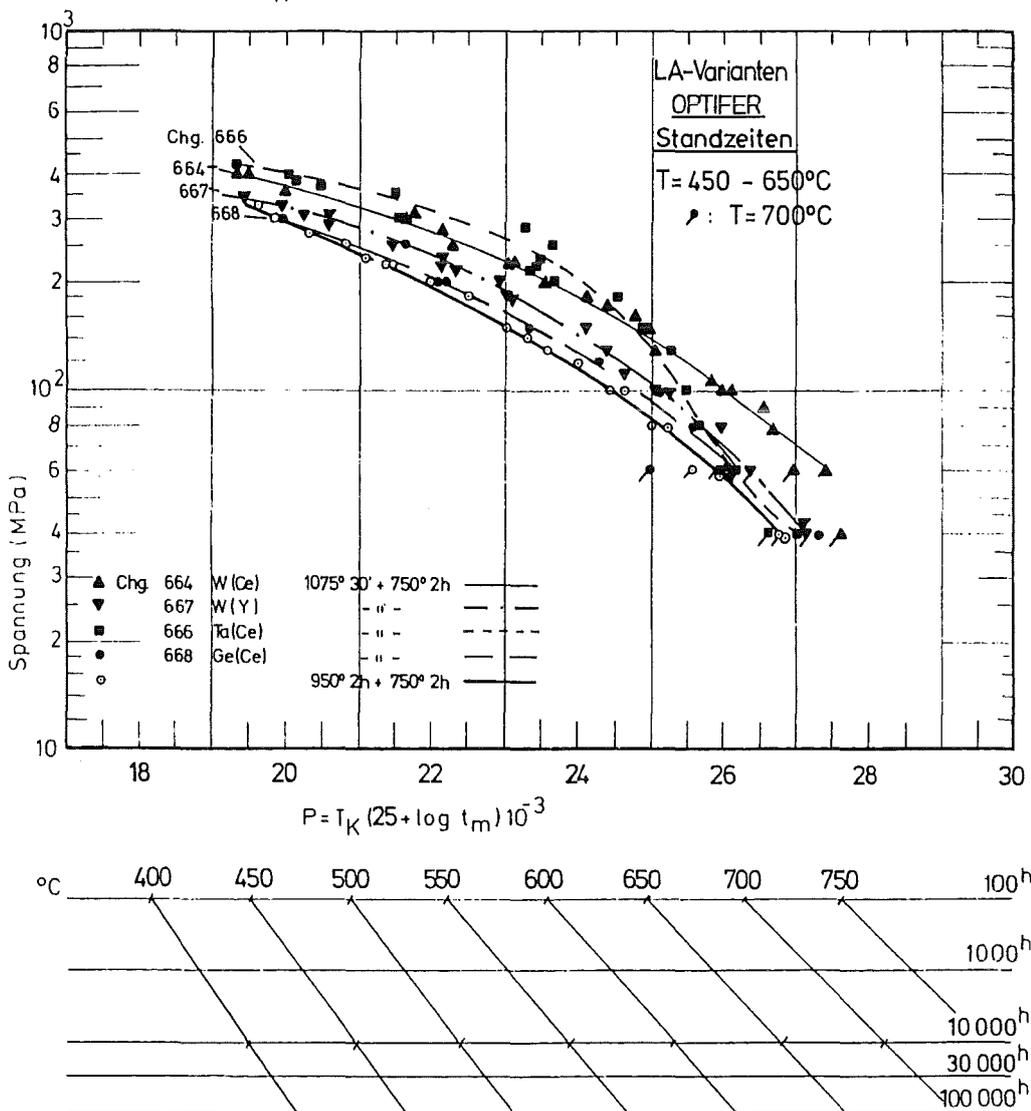
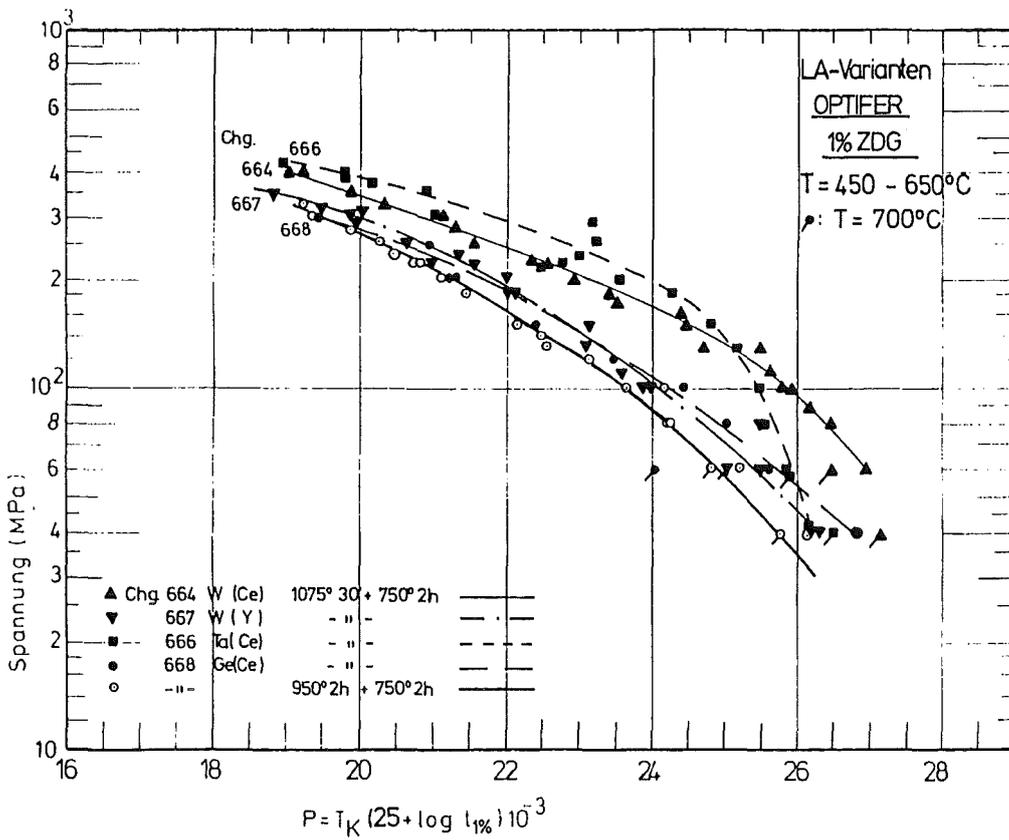


Bild 12:

Zeitstand - Hauptkurve

(Larson - Miller - Parameter)

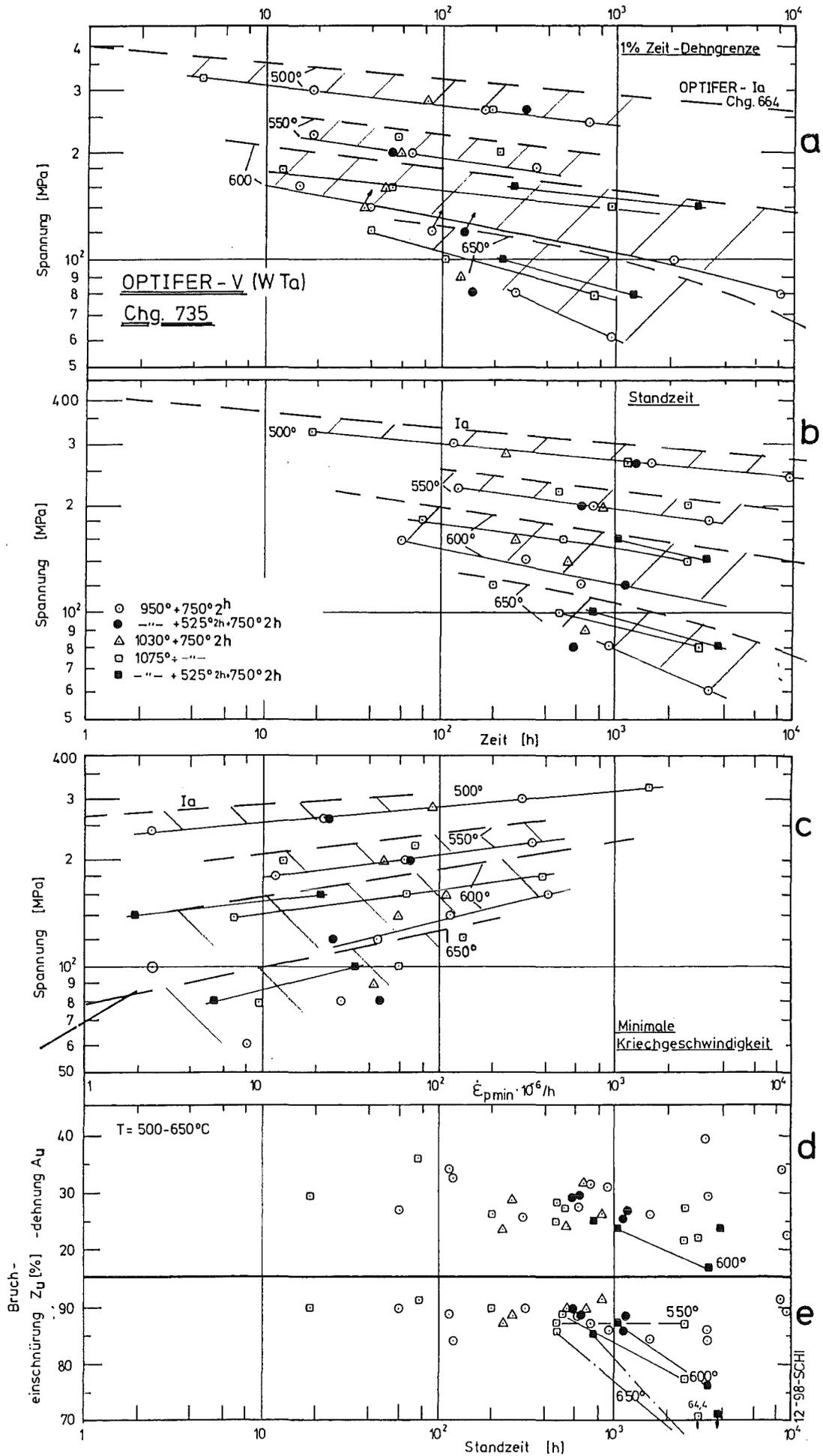
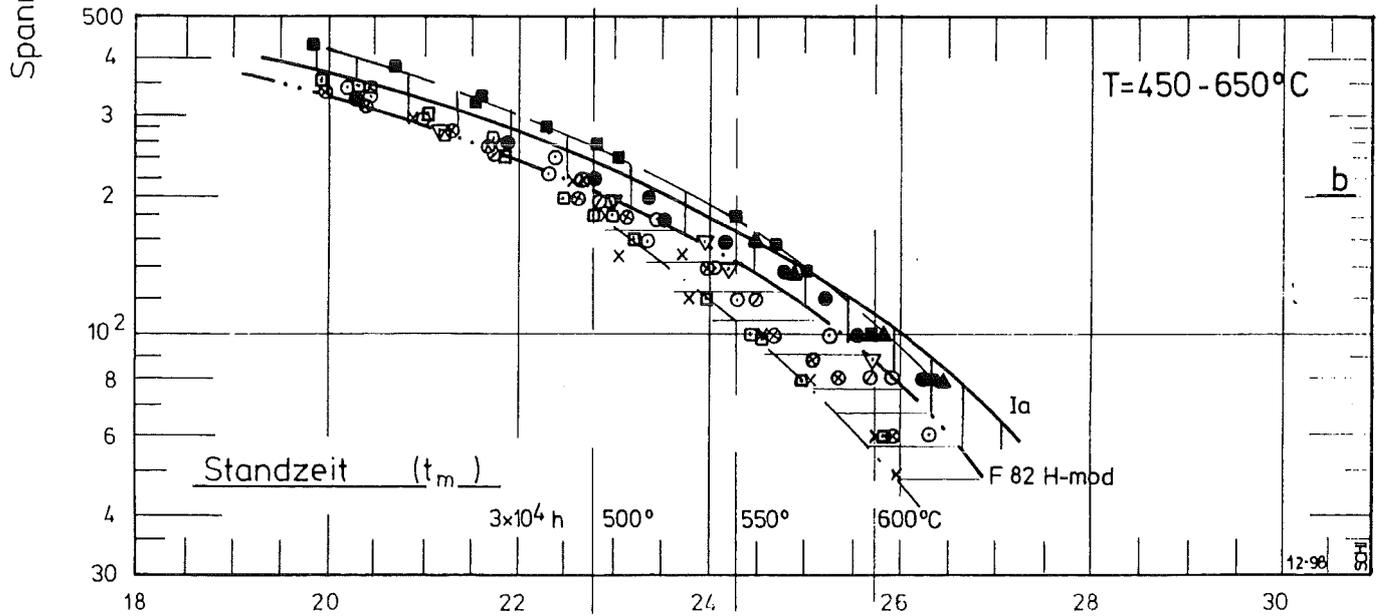
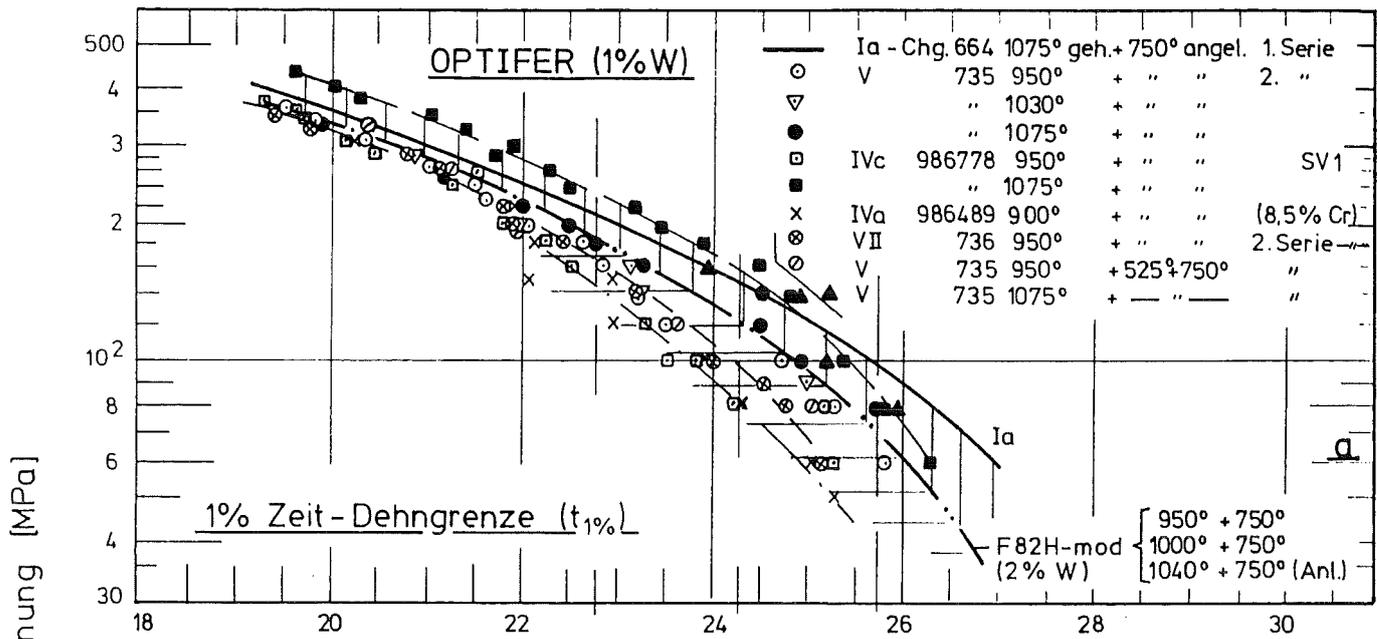


Bild 13 : Einfluß der Vergütungsbehandlung



$$P = T_K (25 + \log t_{1\%} \text{ bzw. } t_m) 10^{-3} \text{ (Larson-Miller-Parameter)}$$

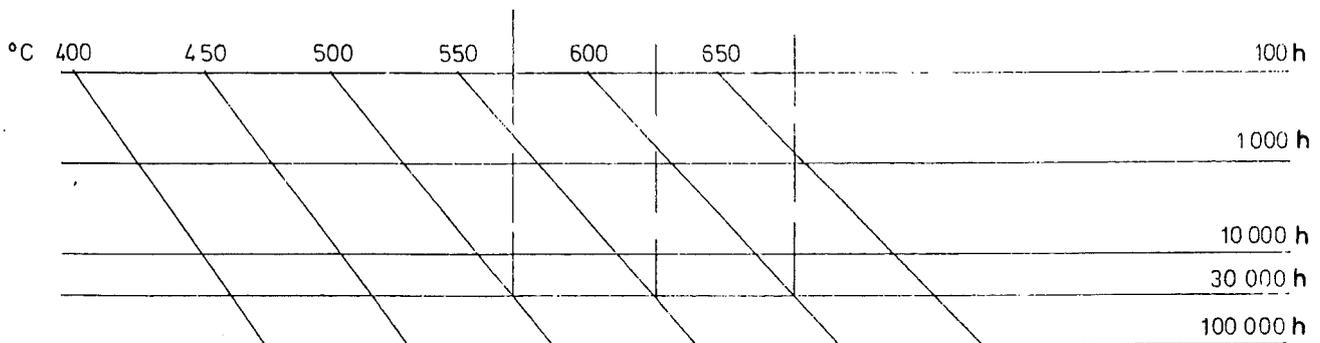
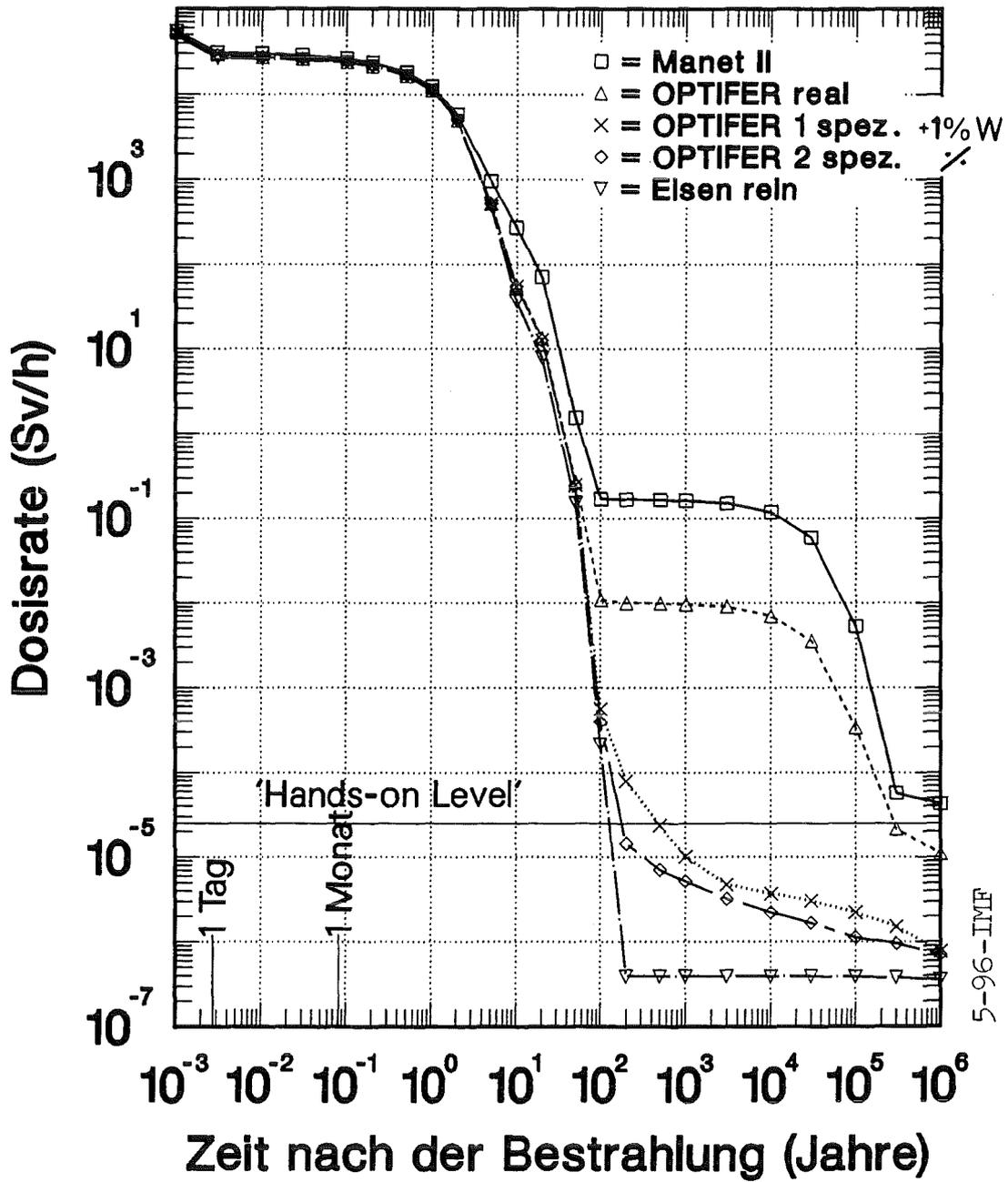


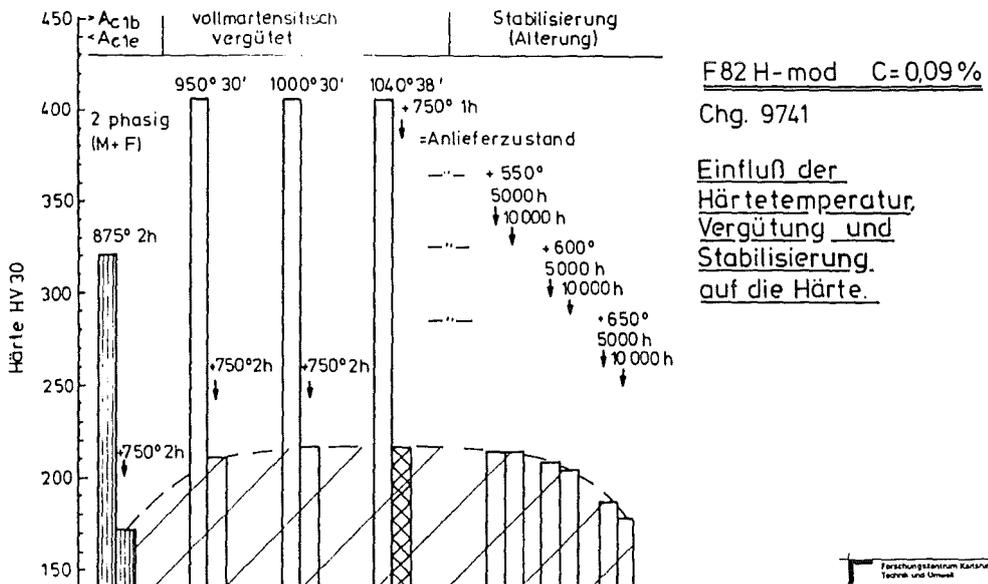
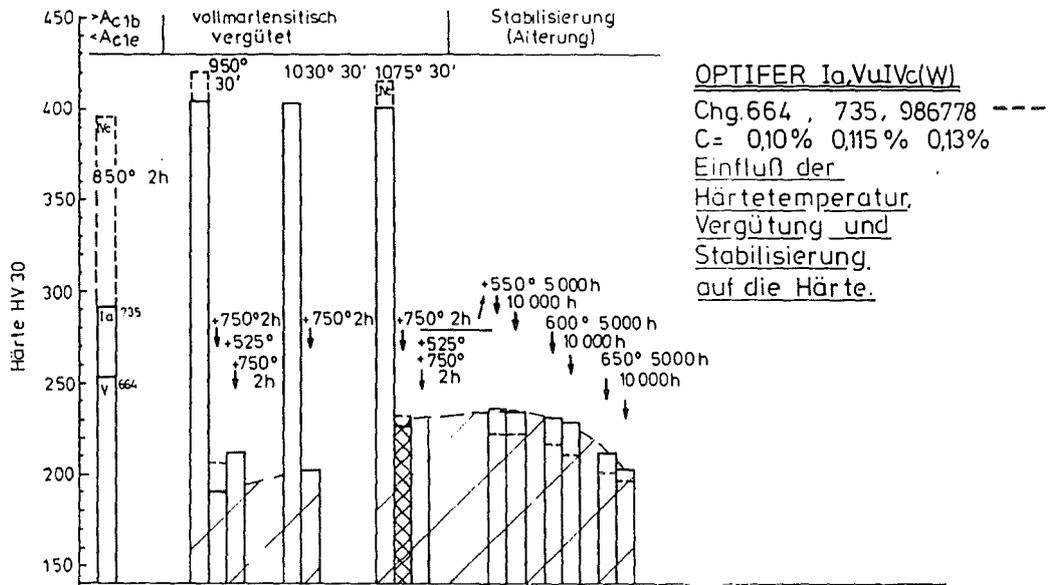
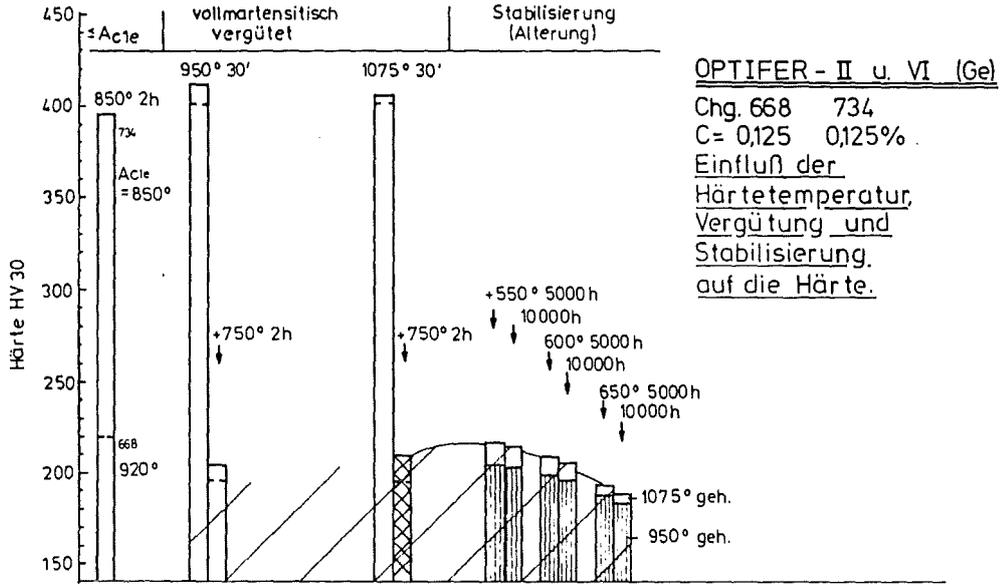
Bild 14 : Einfluß der Härtetemperatur auf die 1% Zeit- Dehngrenze bzw. Standzeit von OPTIFER - Legierungen (mit W)

Bild 16



5-96-IMF

Bild 17



Forschungszentrum Karlsruhe
 Technik und Umwelt
 Institut für Materialforschung I
 5-98-304

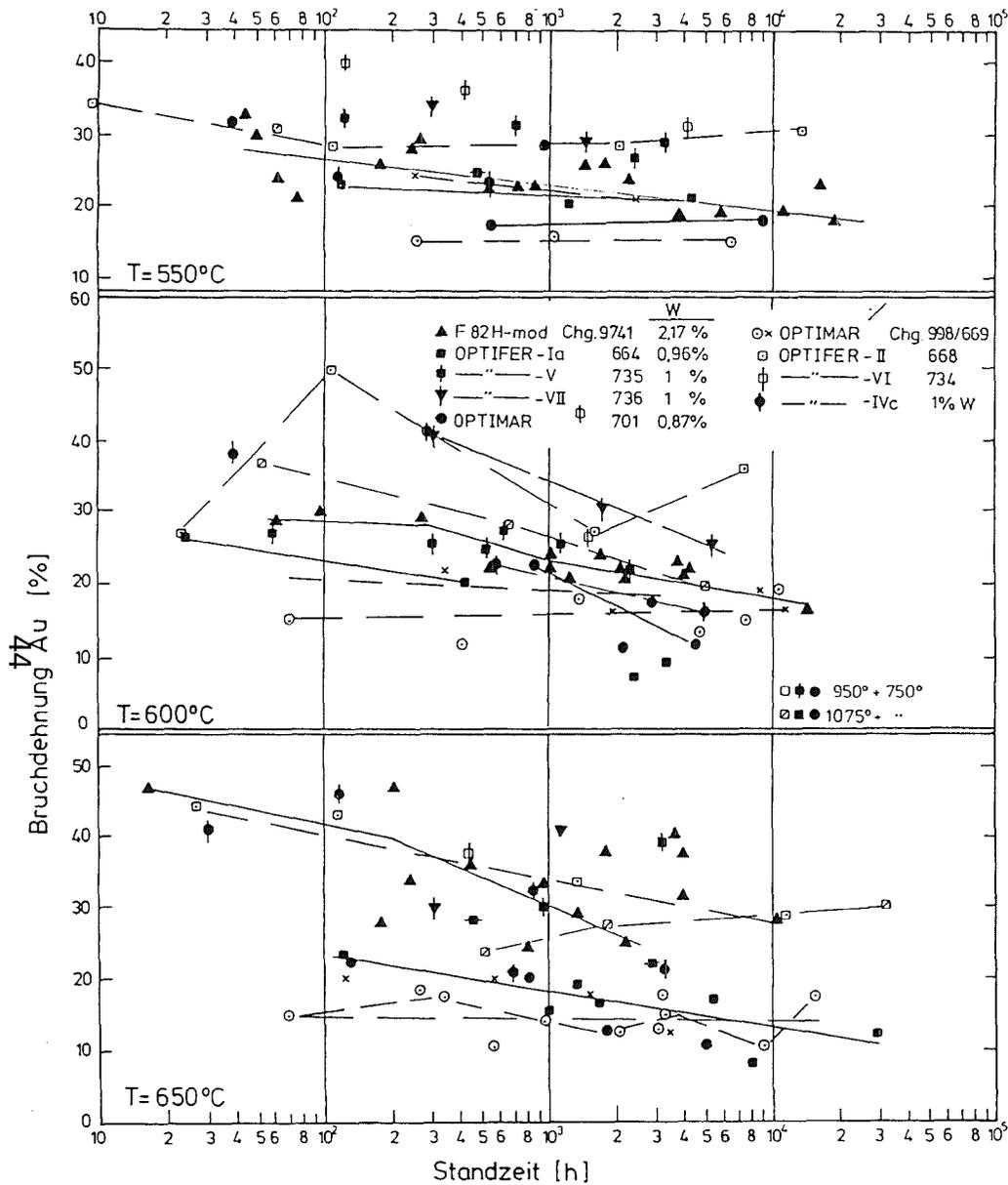


Bild 18: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit bei martensitischen Stählen mit und ohne Wolfram.

offene Symbole : ohne Wolfram
geschlossene Symbole: mit Wolfram

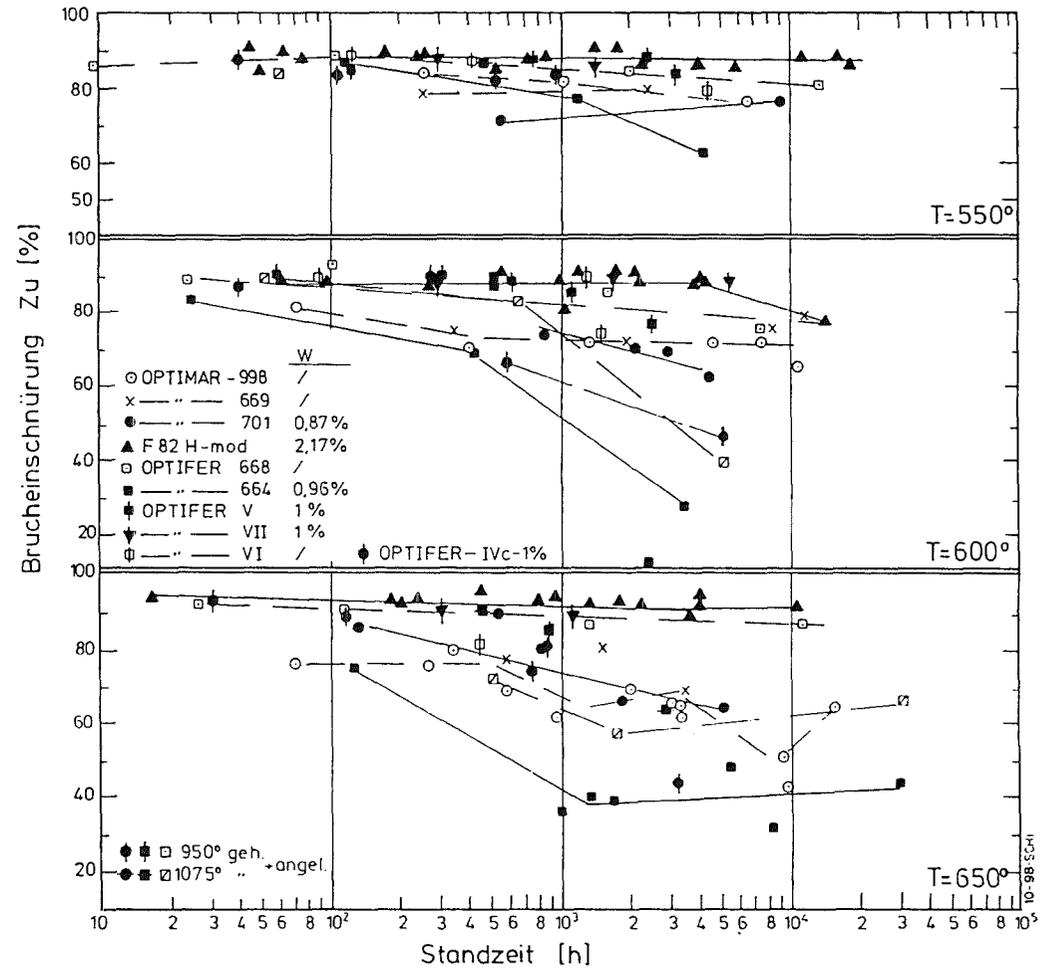


Bild 19: Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit bei martensitischen Stählen mit und ohne Wolfram.

6. Anhang

Bemerkungen zu experimentellen Details:

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 (Bild 1a). Soll bei Härteversuchsproben oder bei fertig bearbeiteten Proben für mechanische Versuche eine Oxidation vermieden werden, erfolgt die Wärmebehandlung unter Vakuum in einem Quarzrezipienten (Bild 1b). Die Abkühlung erfolgt durch Abziehen des Ofens und entspricht bei kleineren Abmessungen in etwa der Luftabkühlung und wird mit (T,t V/V bezeichnet.

Die Kerbschlagversuche werden in der Regel mit ISO-V-Proben (n. DIN 50115) auf einen 450 J-Pendelschlagwerk (Fa. Instron-Wolpert) durchgeführt mit zugehöriger Temperierkammer für Prüftemperaturen von -150° bis $+100^{\circ}\text{C}$.

Die Zug- und Zeitstandversuche werden mit Gewindekopfproben durchgeführt (Bild 2), wobei die Formen b + c überwiegend bei Zug- und die Formen a + b bei Zeitstandversuchen zum Einsatz kommen. Bei Zugversuchen (n. DIN-EN 10002) auf einer Instron 4505 wird das Kraft-Weg-Diagramm über die Querhauptbewegung aufgezeichnet. Die Durchführung der Zeitstandversuche ist auf Seite 46 beschrieben und die Teststrecken in den Bildern 3a – c + 4 dargestellt.

Die kontinuierlichen ZTU-Schaubilder werden in unserem Auftrag von der Fa. SAARSCHMIEDE nach den Richtlinien der STAHL-EISEN-Prüfblätter SEP 1680 und SEP 1681 erstellt.

M. Schirra/Th.

Creep- and rupture test installation

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

Technical description:

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

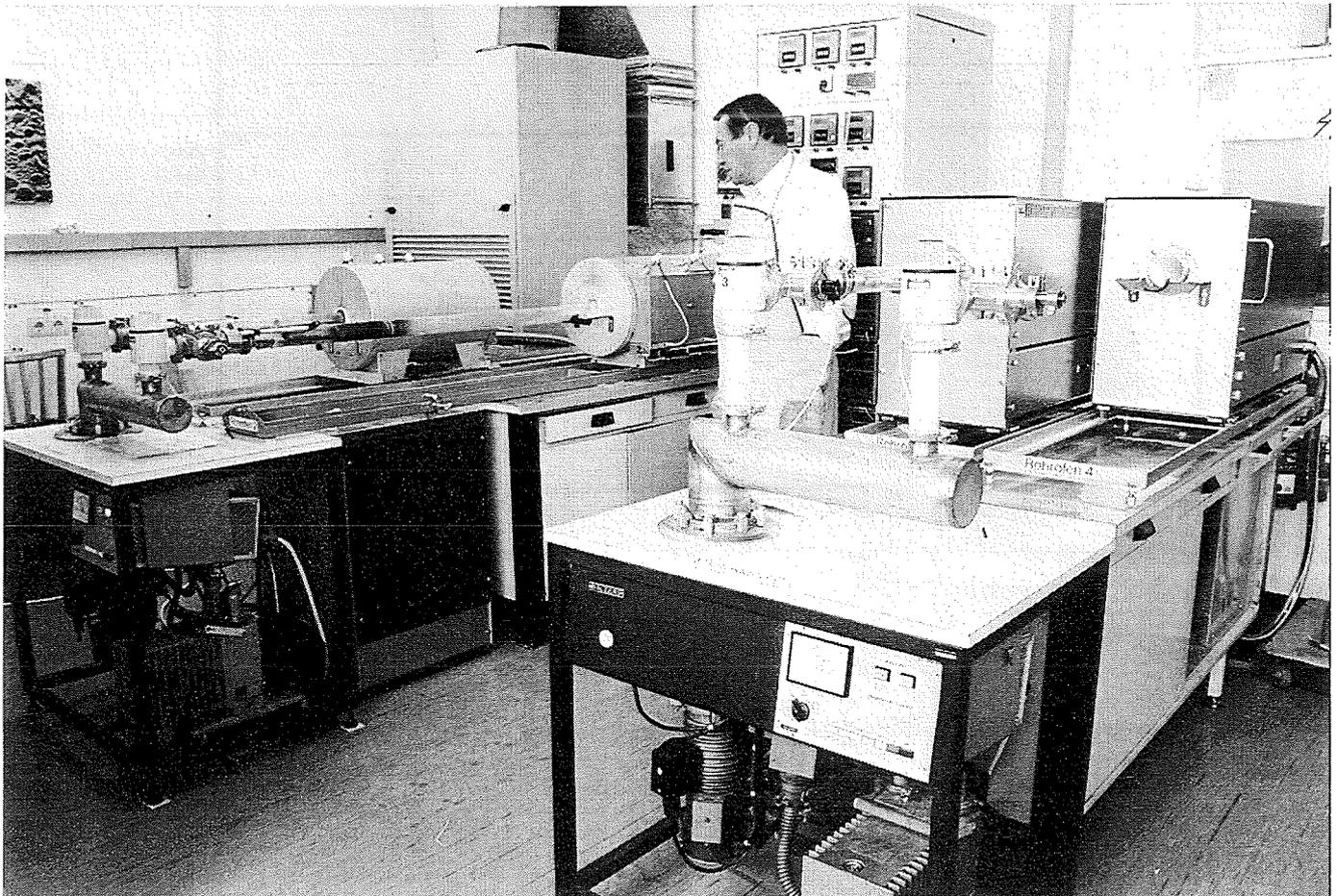
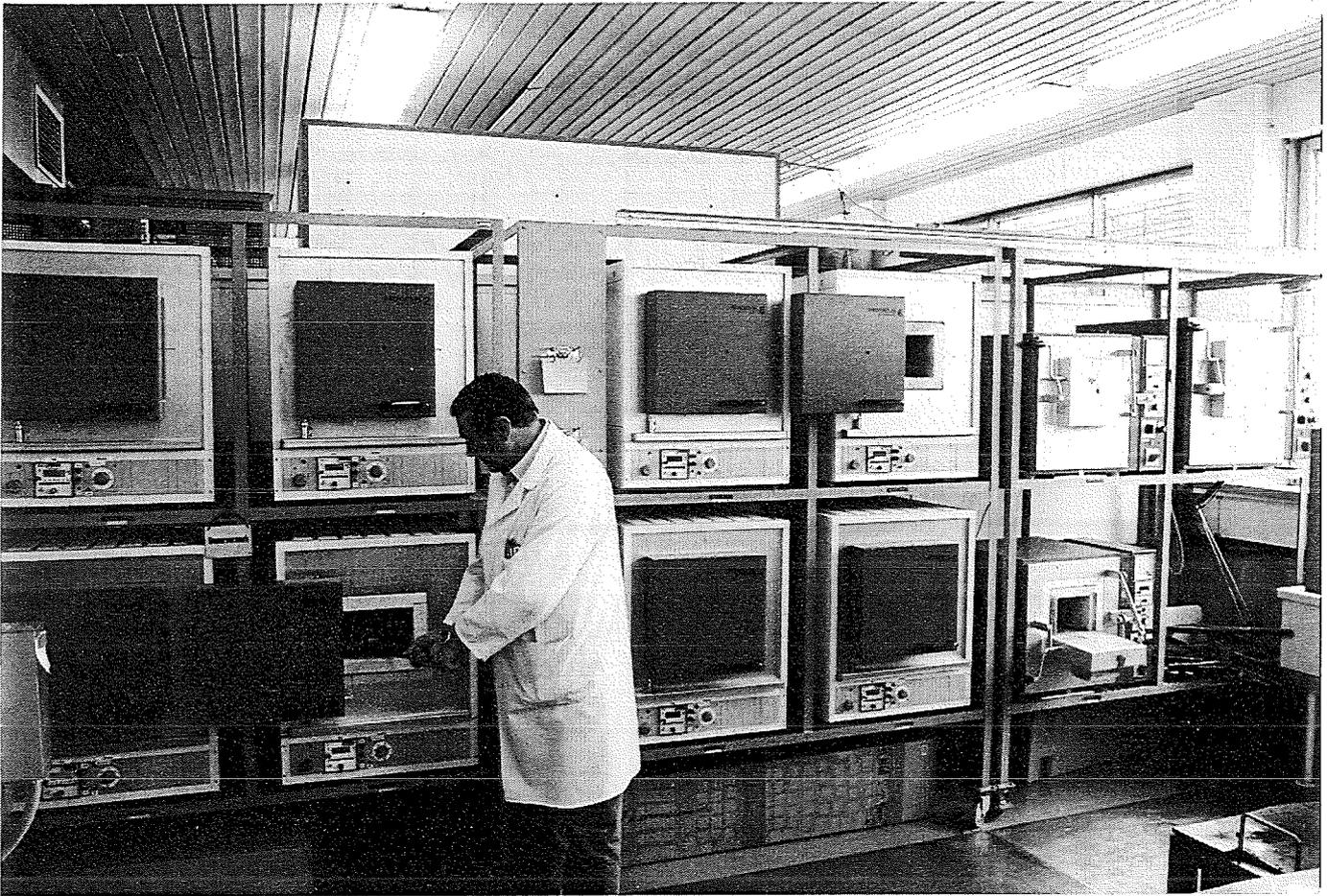
Continuous creep registration for each specimen with 2 extensometers and separate ϵ -t-recorder. Digitalizing of creep curve after test.

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

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

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

Öfen für Wärmebehandlungen a) Muffelöfen
b) Rohröfen mit Quarzrezipienten



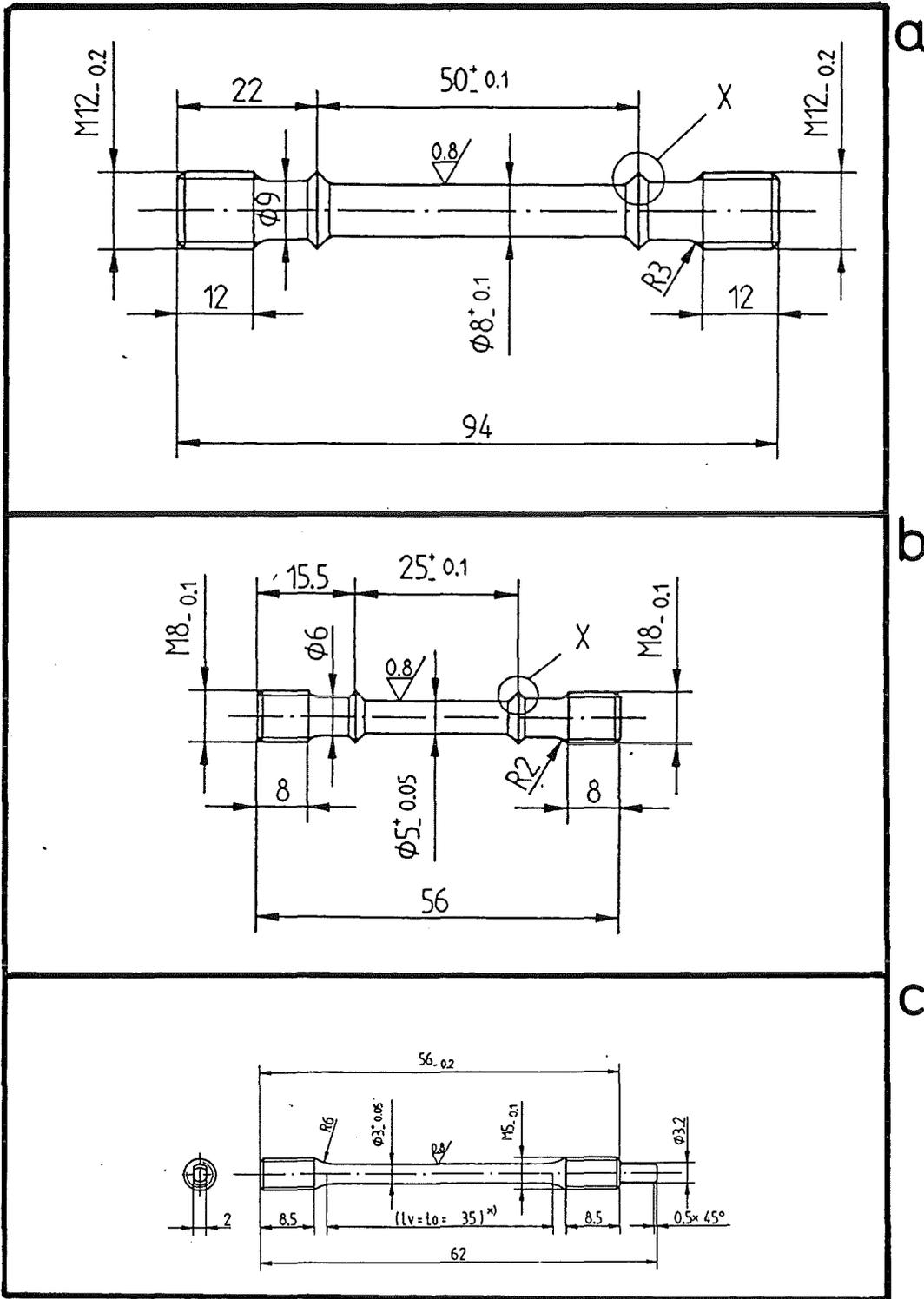
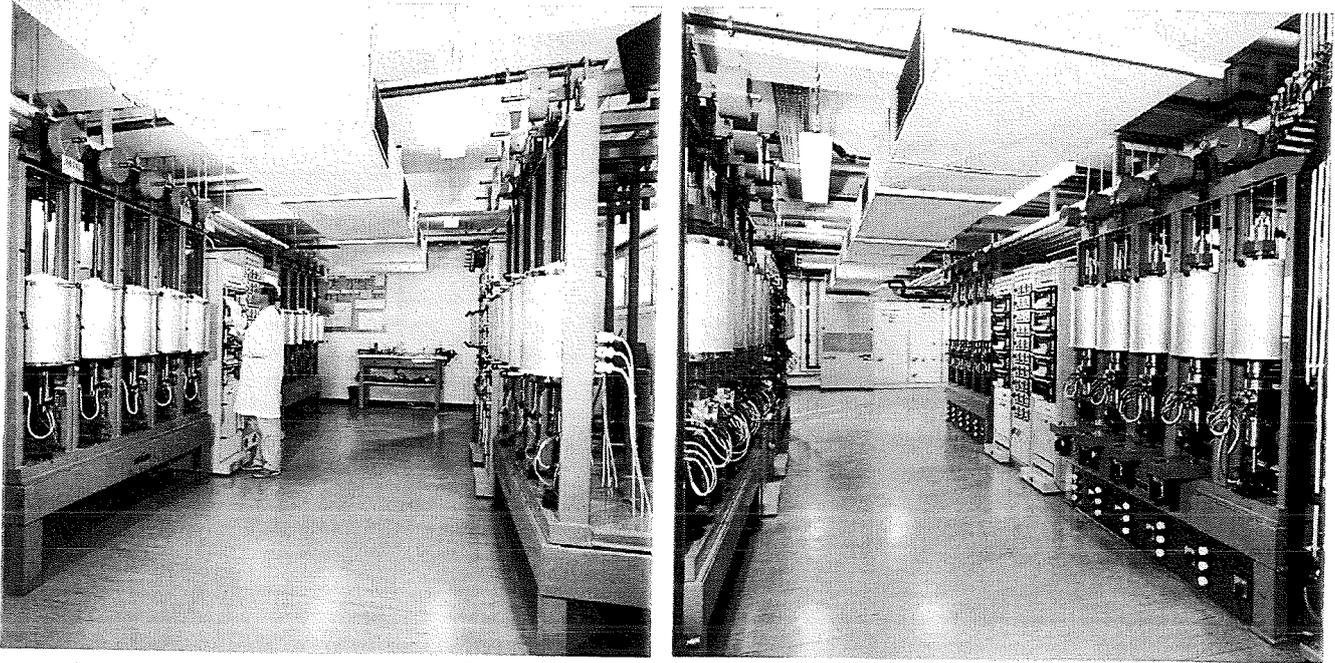


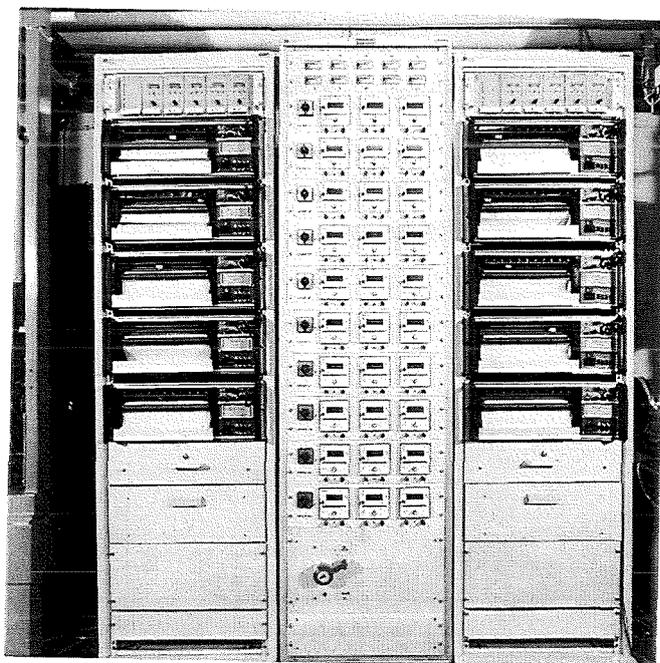
Bild 2: Probenformen für Zug-(b+c) und Zeitstandversuche (a+b)

Zeitstandprüflabors des FZK-IMF-I



a) 30 Teststrecken für Versuche in Normalatmosphäre

b) 20 Teststrecken für Versuche unter Vakuum



c) Temperaturregelung und Dehnungsregistrierung.

