

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

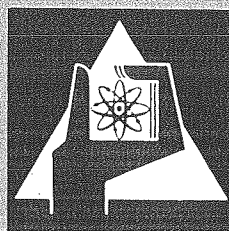
Januar 1972

KFK 1535

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlungen
auf das Zeitstand- und Kriechverhalten des Stahles
X10 NiCrMoTiB 15 15

M. Schirra



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Januar 1972

KFK-1535

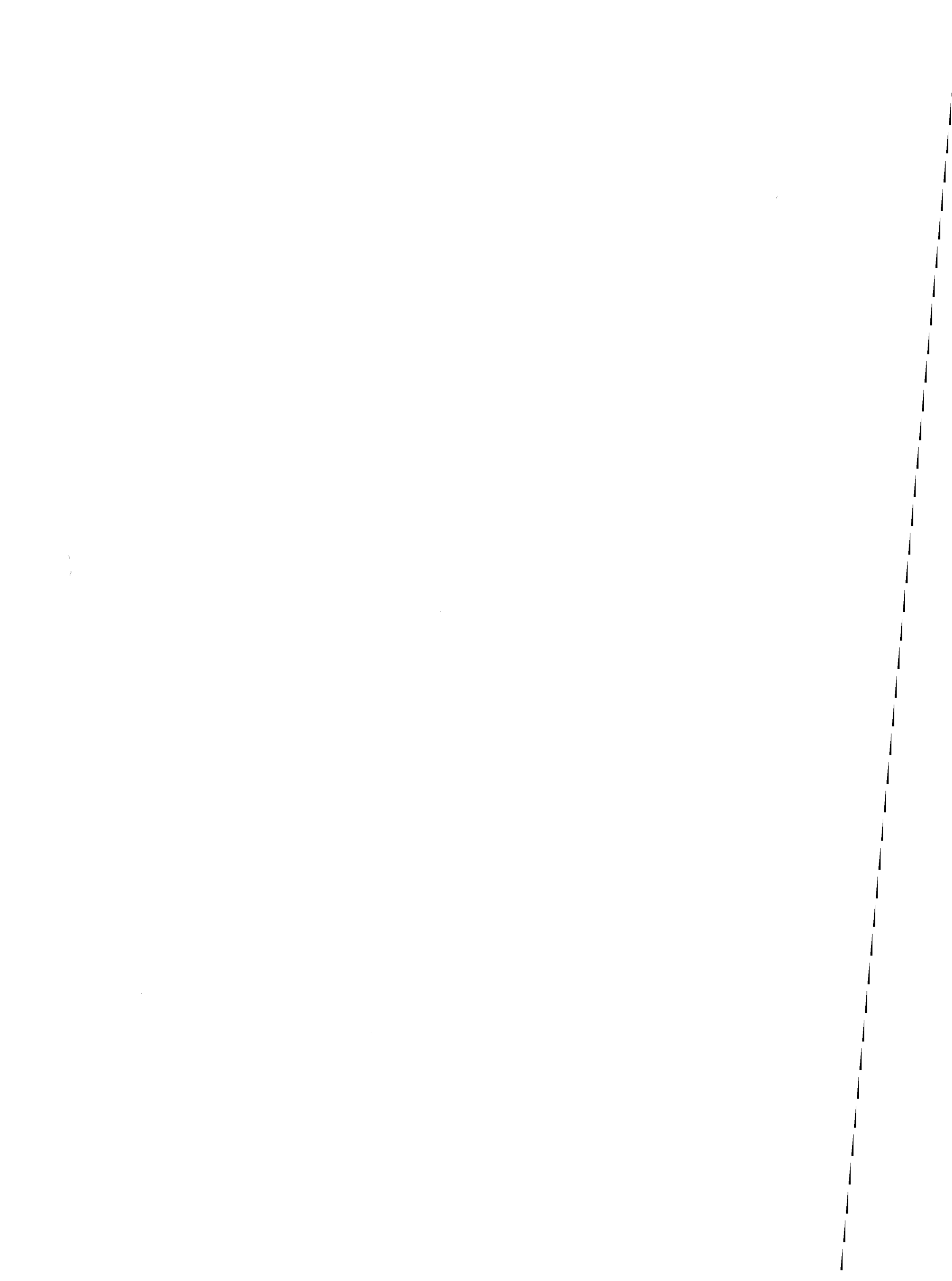
Institut für Material- und Festkörperforschung

Projekt Schneller Brüter

Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlungen auf das Zeit-
stand- und Kriechverhalten des Stahles X10 NiCrMoTiB 15 15

M. Schirra

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe



Gliederung

1. Einleitung
2. Versuchsmaterial
3. Versuchsdurchführung
4. Versuchsergebnisse
 - 4.1 Zugversuche
 - 4.2 Zeitstandversuche
 - 4.2.1 Zeitstandfestigkeit
 - 4.2.2 Zeit-Dehngrenzen
 - 4.2.3 Bruchdehnung und -einschnürung
 - 4.2.4 Extrapolationsmöglichkeiten
 - 4.2.5 Nortonsches Kriechgesetz
 - 4.2.6 Beziehung nach Monkman und Grant
 - 4.3 Metallographische Untersuchungen
 - 4.4 Härtemessungen
5. Besprechung der Versuchsergebnisse
6. Zusammenfassung

Übersicht

Der Stahl X 10 NiCrMoTiB 1515 (Werkstoff-Nr. 1.4970) wurde in sieben verschiedenen Vorbehandlungszuständen untersucht, um den Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlung auf das Zeitstand- und Kriechverhalten zu studieren. Ausgangspunkt ist die Tatsache, daß die Warmstreckgrenze wie bei den meisten austenitischen Stählen für 600-800°C im Bereich von 12-15 kp/mm² liegt. Unter Berücksichtigung der Anforderungen, die an die Brennelement-Hülle gestellt werden, besteht deshalb die Notwendigkeit, durch entsprechende Vorbehandlung die Matrixfestigkeit zu erhöhen. Untersucht wurde eine Schmelze der Fa. Sandvik (12R72HV) im lösungsgeglühten Zustand bei Temperaturen von 550-800°C und in mechanisch-thermisch vorbehandelten Zuständen bei 650° und 700° bzw. 750°C. Die Vorbehandlungen umfaßten Kaltverformungsgrade von 15% und 30% sowie Auslagerungen zwischen 700° und 850°C. In Bezug auf das Zeitstandfestigkeitsverhalten bei Beanspruchungszeiten > 10⁴ Stunden und Temperaturen von 650-700°C zeigen die Zustände mit 15% Kaltverformung das günstigste Verhalten. Während die Duktilität bei den nur thermisch vorbehandelten Proben mit zunehmender Standzeit abnimmt, ist sie bei den mechanisch und mechanisch-thermisch vorbehandelten Zuständen ziemlich standzeitunabhängig. Die für Auslegungsrechnungen wichtigen Kriechdaten sind für die mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände über einen weiten Spannungsbereich erfaßt worden. Die metallographischen Untersuchungen gaben Aufschluß über Ribbildung, Bruchverhalten und Gefügeänderungen.

28.1.72

Abstract

In order to study the influence of different thermo-mechanical treatments upon the creep behaviour and time to rupture of stainless steel X10 NiCrMoTiB 1515 (DIN 1.4970) samples of seven different pretreatments were investigated. The reason for this investigation was the fact that the yield point of austenitic steels at high temperatures (600-800°C) is in the range 12-15 kp/mm². With respect to the requirements for fuel-clad there exist the necessity to increase the strength, resp. the yield point by way of proper treatment. Specimen made from the same heat of a Sandvik steel (12R72HV) were investigated after solution treatment in the temperature range 550-800°C and after thermo-mechanical treatments at 650, 700 and 750°C. Among the pretreatments employed were coldwork (15% resp. 30%) and annealing at temperatures between 700-850°C. It was found that 15% c.w. improved the time to rupture most for times > 10⁴ hours and temperatures between 650 and 700°C. The ductility decreased for specimens which were only solution treated with increasing time to rupture, while on the other hand it was time independent for sample which underwent a mechanical or thermo-mechanical treatment. The important creep-data for designing fuel-element-cladding are given for all thermo-mechanical pretreatments for a wide range of stresses. The metallographic investigations gave insight into crack formation, fracture and changes in the grain structure.

1. Einleitung

Der titanstabilisierte 15/15 CrNi-Stahl mit der Werkstoff-Nr. 4970, der auch unter dem Handelsnamen 12R72HV (Sandvik) bekannt ist, gilt neben dem niobstabilisierten 16/13 und 16/16 Stahl als potentieller Hüllwerkstoff. Und zwar sowohl für Brennelemente in natriumgekühlten als auch in gasgekühlten Schnell-Brüter-Reaktoren^{1,2)}. Dieser Stahl zeichnet sich bis zu Temperaturen von 750°C durch Zeitstandfestigkeitswerte aus, die über denen der genannten niobstabilisierten Stähle liegen. Ferner zeigt er eine geringere Neigung zum interkristallinen Bruch, was nach den bisherigen Kenntnissen für eine geringere Empfindlichkeit gegen die Hochtemperaturversprödung spricht¹⁾. Jedoch wie bei allen übrigen austenitischen Stählen liegen auch bei dieser Legierung die Warmstreckgrenzenwerte im nur wärmebehandelten Zustand zwischen 12 und 15 kp/mm² für Temperaturen von 600-850°C. Bezogen auf die Anforderungen, die an die Hülle eines Schnell-Brüter-Brennelementes gestellt werden, bestand die Notwendigkeit, die Streckgrenze zu erhöhen. Die Möglichkeit ist gegeben durch Kaltverformung und/oder thermische Auslagerung des zuvor lösungsgeglühten Materials. H. Böhm und G. Heß haben in einer Arbeit gezeigt, daß durch mechanisch-thermische Vorbehandlungen das Kurzzeitverhalten in weiten Bereichen zu variieren ist, und den Einfluß der verschiedenen Vorbehandlungen auf das Bestrahlungsverhalten beschrieben³⁾. Kurzzeitfestigkeitswerte für den Temperaturbereich von 550-760°C verschiedener Vorbehandlungszustände werden von C.G. Collins mitgeteilt⁴⁾. Von Bedeutung bei diesem Stahl ist die höhere Rekristallisationstemperatur, die Auslagerungstemperaturen bis zu 850°C zuläßt, ohne daß Rekristallisation erfolgt.

Erste Ergebnisse zeigen, daß auch bei Langzeitbeanspruchung die durch mechanisch-thermische Vorbehandlungen erzielte Festigkeitssteigerung gegenüber dem lösungsgeglühten Zustand bis zu Beanspruchungszeiten von 10³-10⁴ Stunden weitgehend erhalten bleibt. So berichten R. Lagneborg⁵⁾ und P. Lindhagen⁶⁾ über Zeitstandversuche bei 700°C mit Proben dieser Legierung, die bis zu 20% kaltverformt und bis zu 850°C 1-2 Std. geglüht worden waren.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird über die Ergebnisse von Zug- und Zeitstandversuchen berichtet, die im Temperaturbereich von 650-850°C an verschiedenen vorbehandelten Zuständen erarbeitet wurden. Neben dem lösungsgeglühten Zustand (Ausgangszustand) wurden 6 weitere Vorbehandlungszustände untersucht:

Zustand 1 = lösungsgeglüht

"	2 =	"	+ 800°C 23h/L
"	3 =	"	+ 15% kaltverformt
"	4 =	"	+ 15% k.v. + 830°C 20h/L
"	5 =	"	+ 30% k.v.
"	6 =	"	+ 30% k.v. + 700°C 120h/L
"	7 =	"	+ 30% k.v. + 850°C 1h/L

Diese Palette der Vorbehandlungszustände erlaubt bei der Besprechung der verschiedenen Kenngrößen den Einfluß sowohl der Wärmebehandlung als auch der Kaltverformung klar zu erkennen. Durch die unterschiedlichen Glühbehandlungen und Kaltverformungsgrade werden die wesentlichen Größen in weitem Bereich beeinflusst, die auf das Bestrahlungsverhalten und dem Einsatz unter Reaktorbedingungen von Bedeutung sind¹⁾:

1. Verteilung der Karbidausscheidung
2. Korngröße und -form
3. Matrixhärte

2. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial wurde von der Firma Sandvik in Form von Ø 12 mm Stangenmaterial im lösungsgeglühten Zustand angeliefert. Die chemische Zusammensetzung geht aus Tabelle 1 hervor. Die Charge ist titan-unterstabilisiert. Bis auf den höheren Mn- und Bor-Gehalt liegen die übrigen Legierungselemente innerhalb der Richtanalyse. Das Gefüge des lösungsgeglühten Zustandes lag in einer etwas unregelmäßigen Korngröße von 80-200 µm vor (Bild 1a) mit einer Härte HV₃₀ = 133-154, die der Härte austenitischer Stähle im lösungsgeglühten Zustand entspricht. Die Auslagerung bei 800°C über 23 Std. führt zu einer etwas stärkeren Bildung von Ausscheidungen im Korn und einer geringfügigen Anhebung der Härte (Bild 1b). Die Gefüge der übrigen mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände sind in den Bildern 2a-3c wiedergegeben. Die Veränderung der Ausgangshärte mit zunehmendem Kaltverformungsgrad und als

Einfluß der Wärmebehandlung zeigt das Bild 4. Man erkennt, daß Glühungen bei 830°C - 850°C nach vorausgegangener Kaltverformung nur eine schwache Erholung bewirken und auch eine langzeitigere Glühung bei 700°C praktisch ohne Einfluß auf die Härte ist.

3. Versuchsdurchführung

Die Zugversuche wurden auf einer elektronischen 5 to Spindelmaschine mit mechanischem Antrieb durchgeführt. Die Verformungsgeschwindigkeit betrug $1\%/min$. Die Zeitstandversuche wurden in Einprobenprüfständen und z.T. in Mehrprobenprüfständen in Normalatmosphäre durchgeführt. Sowohl für die Zug- als auch für die Zeitstandversuche wurden $\varnothing 5 \times 25 \text{ mm}$ ($d_0 \times l_0$) Gewindekopfproben verwendet. Die Dehnung während des Zeitstandversuches wurde in den Einprobenprüfständen mit induktiven Wegaufnehmern registriert und in den Mehrprobenprüfständen über Quarzgestänge mit $2/1000 \text{ mm}$ Meßuhren angezeigt. Die Versuchstemperatur wird mit 3 Pt/Rh-Pt-Thermoelementen kontrolliert und ist durch drei separat regelbare Heizzonen über die Probenlänge konstant. Über die Versuchszeit beträgt die Schwankung $\pm 2^{\circ}\text{C}$.

4. Versuchsergebnisse

4.1 Zugversuche

Von allen Gefügezuständen wurden Zugversuche bei 650°C und 700°C und teilweise bis 850°C durchgeführt. Die Ergebnisse sind im Bild 5 in 4 Teilschaubildern zusammengefaßt. Die höchsten Zugfestigkeitswerte werden erwartungsgemäß von den kaltverformten Proben erreicht. Zwar liegt der kombinierte Zustand 4 bis 700°C noch etwas unter dem des nur lösungsgeglühten Zustandes 1, jedoch ist der Abfall der Festigkeit mit steigender Prüftemperatur nicht so stark. Die Streckgrenzenwerte zeigen eine klare Dreiteilung. Die 30% vorverformten Proben liegen bei 650°C und 700°C zwischen $48-63 \text{ kp/mm}^2$. Die nur 15% vorverformten Proben bei $30-40 \text{ kp/mm}^2$ und für 850°C Prüftemperatur noch bei $24,5 \text{ kp/mm}^2$. Die Werte für die nicht kaltverformten Zustände 1 + 2 liegen ziemlich temperaturunabhängig zwischen $14-17 \text{ kp/mm}^2$. Diese und für den Zustand 4 (15% k.v. + 830°C 20h) ermittelten Werte decken sich gut mit den Literaturwerten ⁶⁾.

Analog den verhältnismäßig geringen Streckgrenzenwerten der Zustände 1 und 2 werden hohe Bruchdehnungen erreicht ($>35\%$). Dagegen zeigen die stark kaltverformten Proben (Zustand 5-7) nur Bruchdehnungswerte zwischen 11-18%. Günsti-

ger liegen die nur 15% verformten Proben mit Werten zwischen 20 und 30%.

Alle Proben brachen transkristallin (Bild 6a+b). Anrisse entstehen lediglich infolge der starken Deformation durch die eingelagerten und nicht deformierbaren Primärkarbide (6c).

4.2 Zeitstandversuche

4.2.1 Zeitstandfestigkeit

Die Zeitstandfestigkeitskurven der 7 untersuchten Zustände sind in den Bildern 7-9 wiedergegeben. Da das Zeitstandfestigkeitsverhalten des lösungsgeglühten Zustandes durch die Literatur weitgehend bekannt ist ^{7,8)}, wurden von diesem Zustand im Temperaturbereich von 550-800°C lediglich Einzelversuche gefahren. Es zeigte sich, daß sich die gemessenen Werte der untersuchten Charge bis zu Standzeiten um 10^3 Std. in die für diesen Stahl bekannten Streubänder einordnen lassen. Den Streubändern liegen Zeitstandversuche an verschiedenen Schmelzen und mit verschiedenen Probenformen bis zu $3 \cdot 10^4$ Std. Standzeit des Herstellers zugrunde ⁷⁾.

Eine Glühbehandlung bei 800°C über mehr als 20 Std. (Bild 7b) erniedrigt die Zeitstandfestigkeit. So liegt z.B. der Wert für $\sigma_{B/10\ 000\ Std}$ für 650°C bei $\approx 13\text{ kp/mm}^2$ gegenüber $\approx 17\text{ kp/mm}^2$ des lösungsgeglühten Zustandes. Eine starke Erhöhung der Zeitstandfestigkeit wird durch 15% Kaltverformung erzielt (Bild 8a). Für 10^4 Std. Standzeit kann bei 650°C mit $\approx 29\text{ kp/mm}^2$ und bei 700°C mit knapp 24 kp/mm^2 gerechnet werden. Wird nach der Kaltverformung zur Erzielung einer günstigeren Verteilung der Ausscheidungen noch bei 830°C 20h geglüht, so muß eine geringere Zeitstandfestigkeit in Kauf genommen werden. Die Werte für $\sigma_{B/10\ 000\ Std}$ verringern sich auf 21 kp/mm^2 bei 650°C und $\approx 17\text{ kp/mm}^2$ bei 700°C (Bild 8b).

Zwei Werte von Proben, die bei 750°C untersucht wurden, zeigen, daß selbst bei dieser Temperatur verhältnismäßig hohe Zeitstandfestigkeitswerte erreicht werden. Es setzt bei dieser Temperatur nicht die erwartete stärkere Erholung ein, vielmehr kommt es zu zusätzlichen Ausscheidungen, wie die metallographischen Untersuchungen ergeben haben. Diese Ausscheidungen begünstigen zwar das Kriechverhalten, jedoch setzen sie auch erheblich die Duktilität herab, wie die weiteren Ergebnisse noch zeigen werden.

Eine stärkere Kaltverformung von 30% (Bild 9a) erhöht nur unwesentlich die Zeitstandfestigkeit bis zu Standzeiten von 10^3 Std. Bei längeren Beanspruchungszeiten setzt in etwas stärkerem Maße Erholung ein, sodaß bei 10^4 Std. Standzeit mit $\approx 27 \text{ kp/mm}^2$ eine etwas geringere Zeitstandfestigkeit erreicht wird als bei 15% Kaltverformung. Dies deckt sich mit Ergebnissen von Untersuchungen an Incoloy 800⁹⁾. Dort zeigte sich, daß der optimale Verformungsgrad standzeitabhängig ist. Die maximale Standzeit verschiebt sich von hohen Kaltverformungsgraden bei kurzen Standzeiten asymptotisch zu niedrigeren Verformungsgraden. Für Standzeiten $>10^3$ Std. pendelt sich der optimale Verformungsgrad zwischen 8-10% ein.

Ohne Einfluß auf das Langzeitverhalten bei 30% Kaltverformung ist die Auslagerung bei 700°C (Zustand 6) und 850°C (Zustand 7). Wie aus den Teildigrammen 9b-c hervorgeht, liegt der Wert für $\sigma_{\text{B}/10\,000 \text{ Std.}}$ für 650°C bei 29 kp/mm^2 .

4.2.2 Zeit-Dehngrenzen

Für die Berechnung und Auslegung von Bauteilen werden nicht die Zeitstandfestigkeitswerte sondern die Zeit-Dehngrenzenwerte zugrunde gelegt. Die angegebenen Dehngrenzen beziehen sich (auch nach DIN) immer auf die während des Kriechversuches auftretenden Kriechbeträge und berücksichtigen nicht die auch im Zeitstandversuch meßbare Belastungsdehnung. Das heißt, liegt im Zeitstandversuch bzw. bei einem Bauteil die Spannung unter der für die jeweilige Einsatztemperatur maßgebenden Warmstreckgrenze, so tritt eine elastische Verformung auf. Wie aus Bild 5 hervorgeht, liegt für den Zustand 1 und 2 die Warmstreckgrenze bei $14-17 \text{ kp/mm}^2$. Dagegen zeigt Bild 7, daß die Spannungen für Standzeiten bis 10^3 Std. und 700°C und 10^4 Std. bis 650°C eindeutig über der Warmstreckgrenze liegen. Im Belastungsfall tritt also nun als Belastungsdehnung nicht nur elastische sondern auch plastische Verformung auf. Im Bild 10 ist die Abhängigkeit der Belastungsdehnung von der angelegten Spannung in zwei schraffierten Bereichen dargestellt. Das linke Streuband gilt allgemein für die austenitischen Legierungen, sofern die Warmstreckgrenze nicht überschritten wird, und wird durch den E-Modul bestimmt. Die Werte für die Zustände 3-7, deren Warmstreckgrenze bis 850°C immer über 24 kp/mm^2 liegt, ordnen sich entsprechend ein. Charakteristisch für den lösungsgeglühten und den lösungsgeglühten + ausgelagerten Zustand (1 + 2) ist eine verhältnismäßig weiche Matrix, was sich in den niedrigen Streckgrenzenwerten bemerkbar macht.

Werden nun bei diesen Zuständen Spannungen angewendet, die zwar lange Standzeiten garantieren, jedoch über die Warmstreckgrenze liegen, so treten im Lastfall überwiegend plastische Verformungen auf, die dem rechten schraffierten Feld im Bild 10 entsprechen. So ist z.B. bei 600°C für 27 kp/mm² mit ~4% Belastungsdehnung zu rechnen; also bei einer Spannung, die immerhin 10 000 h Standzeit gewährleistet.

Diese Tatsache war u.a. ein entscheidender Grund, durch mechanisch-thermische Vorbehandlung die Matrixhärte zu erhöhen.

Bei der Wiedergabe der Zeit-Dehngrenzenwerte sollen hier für den Zustand 1 nur Literaturwerte ⁸⁾ für $\sigma_{1\%}/10^4$ Std. und für den Zustand 2 eigene Werte für $\sigma_{1\%}/10^3$ Std. und extrapolierte Werte für $\sigma_{1\%}/10^4$ Std. in tabellarischer Form wiedergegeben werden.

Zustand	Dehngrenze	600°C	650°C	700°C	750°C
1. lös.gegl.	$\sigma_{1\%}/10\ 000$ Std	18	13	9,0	6,0 kp/mm ²
2. " "	$\sigma_{1\%}/1\ 000$ "		14	9,5	
+800°C 23h/L	$\sigma_{1\%}/10\ 000$ "		(11)	(7,5)	

In den Bildern 11 und 12 sind für die mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände (3-7) die Zeit-Dehngrenzenkurven für 0,5-1,0-2,0% Dehnung bei 650°, 700° und für den Zustand 4 auch für 750°C eingezeichnet. Deutlich ist in jedem Teilschaubild erkennbar, daß die Zeit-Dehngrenzenkurven nahe zusammenliegen und im Vergleich mit den Zeitstandfestigkeitskurven (Bild 8-9) nur knapp unter diesen liegen. Sehr ausgeprägt ist das bei den bei 750°C untersuchten Proben. D.h. das Verhältnis Zeit-Dehngrenze zu Zeitstandfestigkeit ist sehr hoch. Im Bild 13 ist für jeden Zustand das Verhältnis $\sigma_{1\%}/\sigma_B$ bei 10⁴ Std. Standzeit in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen. Bei 650° und 700°C liegt für die Zustände 1 + 2 der Wert bei 0,8 und für die mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände 3-7 zwischen 0,85-0,98.

4.2.3 Bruchdehnung und -einschnürung

Ein hohes Zeit-Dehngrenzenverhältnis allein ist noch kein Auswahlkriterium, weil es keine Aussage über die Duktilität einer Legierung erlaubt. So haben z.B. spröde Legierungen immer ein extrem hohes $\sigma_{1\%}/\sigma_B$ -Verhältnis. Von besonderer Bedeutung sind deshalb die Werte für Bruchdehnung und -einschnürung in Abhängigkeit von der Einsatzzeit, die ja Infolge der Strahlenversprödung z.T. erheblich herabgesetzt werden.

Die nach dem Zeitstandversuch an den Proben gemessenen Werte für die Bruchdehnung (δ_5d) und -einschnürung (ψ) sind in den Bildern 14 und 15 in Abhängigkeit von der Standzeit für die verschiedenen Zustände eingezeichnet. Die eingetragenen Streubänder gelten für den nur lösungsgeglühten Zustand. Innerhalb dieser Streubänder ordnen sich die Literaturwerte und die eigenen Ergebnisse der Versuche ein, die bei 600-800°C durchgeführt wurden. Der Verlauf des Streubandes zeigt, daß die Bruchdehnung von 40-50% bei kurzen Standzeiten auf 20-30% bei 10^4 Std. Standzeit abnimmt. Eine Glühung bei 800°C 23 Std. (Bild 14, Zustand 2) bewirkt, daß die Bruchdehnung für 650° und 700° standzeitunabhängig bei 40-50% liegt. Die 15%ige Kaltverformung (Zustand 3) setzt erwartungsgemäß die Duktilität herab. Bei 650° + 700°C Prüftemperatur liegen die Werte ziemlich standzeitunabhängig zwischen 15-20% bis 10^3 Std. Standzeit. Erst bei Zeiten $>10^3$ Std. deutet sich eine Abnahme der Bruchdehnung auf Werte um 10% an.

Die Werte für den Zustand 4 liegen für 650°C bis zu Standzeiten von 10^4 Std infolge der der Kaltverformung nachfolgenden Glühung zwischen 25 und 30%. Erst bei 700°C und Versuchszeiten $>10^3$ Std zeigt sich auch bei diesem Zustand eine Abnahme der Bruchdehnung, sodaß bei 700°C und 11000°C nur noch 10% gemessen werden. Ganz klar zeigt sich die Abnahme der Duktilität bei 750°C. Bei dieser Temperatur liegt die Bruchdehnung bei 8-9% und auch die Brucheinschnürung liegt erheblich unter den bei 650° und 700°C gemessenen Werten. Die metallographischen Befunde zeigen, daß sowohl im Korn als auch auf den Korngrenzen zusätzliche Ausscheidungen auftreten. Die gemessenen Härtewerte zeigen auch, daß keine Entfestigung durch die Langzeiteinwirkung der Prüftemperatur erfolgt.

Bei 30% Kaltverformung und verschiedenen Glühbehandlungen (Bild 15) ordnen sich die Bruchdehnungswerte der Zustände 5-7 praktisch standzeitunabhängig auf einer Geraden bei $\approx 20\%$ ein. Die Werte für die Brucheinschnürung ψ liegen zwischen 40-70%.

Diese Ergebnisse zeigen, daß bei dieser Legierung selbst nach hohen Kaltverformungsgraden auch über lange Standzeiten die Erholungsvorgänge so langsam ablaufen, daß ohne starken Abfall der Zeitstandfestigkeit noch Dehnwerte erreicht werden, die an der unteren Grenze des nur lösungsgeglühten Zustandes liegen.

4.2.4 Extrapolationsmöglichkeiten

Mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters ¹⁰⁾ der Form $P = T_0 \cdot (c + \log t_B)$ ist es möglich, in begrenztem Rahmen von Zeitstandversuchen kürzerer Dauer bei höheren Temperaturen auf längere Zeiten bei tieferen Temperaturen zu extrapolieren. Dabei sollte jedoch der Temperatursprung nicht größer als 50°C und der Zeitsprung nicht mehr als 1 Dekade betragen.

In Bild 16 sind die eigenen Versuchsergebnisse mit den Durchschnittswerten des Herstellers für den Temperaturbereich 550-800°C mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters eingetragen. Die legierungsabhängige Konstante c wurde zu 20 bestimmt und wie man an Hand des Streubandes erkennen kann, ergibt sich eine gute Übereinstimmung. Auf den Vergleich mit der für die Werkstoffe 4988 und 4981 eingetragenen Kurven wird bei der Besprechung der Versuchsergebnisse noch eingegangen.

Bei der Auswertung der Zeitstandwerte der übrigen mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände 2-7 zeigte es sich, daß der c-Wert zu 25 gewählt werden mußte, um die Standzeiten verschiedener Prüftemperaturen in Übereinstimmung zu bringen (Bild 17). Das für den lösungsgeglühten Zustand gültige Streuband aus Bild 16 wurde unter Verwendung von $c = 25$ in Bild 17 übertragen, um einen Vergleich aller untersuchten Zustände zu ermöglichen. Man erkennt, daß die Zustände 5-7 mit 30% Kaltverformung die höchsten Zeitstandfestigkeitswerte erreichen. Jedoch deutet sich mit steigendem Parameterwert ein stärkerer Abfall der Festigkeit an. Oberhalb $P = 27$ zeigt der Zustand 3 mit nur 15% Kaltverformung ein besseres Zeitstandverhalten. Auch der Zustand 4 (15% k.v. + 830°C 20h) zeigt eine sehr geringe Abnahme der Zeitstandfestigkeit mit steigendem P-Wert, wie auch noch laufende Versuche bestätigen. Die Darstellung zeigt, daß der Zustand 4 bei $T > 650^\circ\text{C}$ und Standzeiten $> 10^3$ Stunden dem lösungsgeglühten Zustand in Bezug auf die Zeitstandfestigkeit eindeutig überlegen ist.

4.2.5 Nortonsches Kriechgesetz

Neben den Festigkeitswerten ist das Kriechverhalten einer Legierung für die Auslegung der Brennelementhülle von Bedeutung. Von besonderem Interesse ist die Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$. Mit dem Nortonschen Kriechgesetz der Form $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ läßt sich die Spannungsabhängigkeit gut beschreiben. Dabei sind n und k legierungs- und temperaturabhängige Größen. Die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ läßt sich aus der während

des Zeitstandversuches aufgenommenen Kriechkurve bestimmen. Trägt man die sekundäre Kriechgeschwindigkeit gegen die jeweilige Spannung im doppellogarithmischen Papier auf, so erhält man für jede Temperatur eine Gerade, aus deren Neigung sich n und k bestimmen lassen. In Bild 18 sind in den Teildiagrammen a-e die Werte für $\dot{\epsilon}$ in Abhängigkeit von der jeweiligen Spannung für die Zustände 3-7 aufgetragen.

Bei den Zeitstandversuchen der Zustände 1 und 2 lagen die Spannungen für 650° und 700°C zwischen 12 und 30 kp/mm² und somit entsprechend Bild 5 durchweg über der Wartungsgrenze $\sigma_{0,2}$. D.h. bei Versuchsbeginn wird die weiche Matrix plastisch verformt entsprechend Bild 10. Die nun anschließend im Kriechversuch gemessene sekundäre Kriechgeschwindigkeit bezieht sich also nicht auf einen z.B. nur lösungsgeglühten Zustand, sondern auf einen nicht ganz klar definierten verfestigten Zustand. Die auftretenden plastischen Dehnwerte entsprechen einem Verformungsgrad von $\approx 17\%$ bei 40 kp/mm², $\approx 6\%$ bei 30 kp/mm² und $\approx 2\%$ bei 20 kp/mm². Demzufolge sind die im Bild 19 angegebenen Werte für $\dot{\epsilon}_{abs}$ der nur thermisch behandelten Zustände 1 und 2 nicht im Sinne des Norton'schen Kriechgesetzes zur Bestimmung von n und k verwendbar.

Die für die Zustände 3-7 ermittelten n - und k -Werte sind in der folgenden Tabelle II zusammengestellt.

Tabelle II

Zustand	Temperatur	n	k
3. 15% k.v.	650°C	25	$6,2 \cdot 10^{-44}$
	700°	22	$1,6 \cdot 10^{-37}$
4. 15% k.v.+ 830°20h	650°	21	$8,7 \cdot 10^{-35}$
	700°	16	$1,6 \cdot 10^{-26}$
	750°	(11,5)	($1,5 \cdot 10^{-20}$)
5. 30% k.v.	650°	16,5	$3,7 \cdot 10^{-31}$
	700°	15,5	$7,7 \cdot 10^{-28}$
6. 30% k.v.+700° 170h/L	650°	22	$3,2 \cdot 10^{-39}$
	700°	16,5	$3,7 \cdot 10^{-31}$
7. 30% k.v.+850° 1h/L	650°	20	$5,7 \cdot 10^{-34}$
	700°	15	$4,2 \cdot 10^{-28}$

Analog dem Verlauf der Zeitstandfestigkeitskurven ergeben sich für die Zustände 3-4-6 die höchsten n-Werte. Durchweg liegen die n-Werte für alle Zustände weit über denen vergleichbarer Legierungen. Die für den Zustand 4 bei 750°C ermittelten Werte n und k sind aus einer Geraden, die sich nur auf 2 Meßwerte stützt, bestimmt und demzufolge mit einiger Unsicherheit behaftet. Sie sind deshalb in Klammern gesetzt.

4.2.6 Beziehung nach Monkman und Grant ¹²⁾

Monkman und Grant fanden rein empirisch, daß die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ und Standzeit t_B keineswegs unabhängig voneinander sind, sondern über die Beziehung der Form

$$\log t_B + m \cdot \log \dot{\epsilon} = k$$

zusammenhängen. Dabei sind m und k werkstoffspezifische Größen. Trägt man die Wertepaare für t_B und $\dot{\epsilon}$ in doppellogarithmischem Papier (Bild 20) auf, so erkennt man, daß sie sich für die Zustände 3-7 gut in ein verhältnismäßig enges Streuband einordnen. Aus der Neigung des Streubandes errechnet sich der Wert für

$m = \frac{\Delta \log t_B}{\Delta \log \dot{\epsilon}}$ zu 0,83. Bei einer Proportionalität $t_B \cdot \dot{\epsilon}$ und ϵ ges sollte bei $m = 1$ die Bruchdehnung standzeitunabhängig sein, bei $m > 1$ sollte sie mit der Standzeit zunehmen und bei $m < 1$ abnehmen.

4.3 Metallographische Untersuchungen

Nach dem Zeitstandversuch wurde ein großer Teil der Proben metallographisch untersucht, um Aufschluß zu erhalten über Bruchverhalten und Gefügeänderungen infolge der Langzeiteinwirkungen von Temperatur und Spannung. In Bezug auf das Bruchverhalten interessiert, inwieweit interkristalline Anrisse in der Bruchzone auftreten, ob der Bruch selbst trans- oder interkristallin erfolgt und bei welchen Temperaturen bzw. Beanspruchungszeiten ein Wechsel im Bruchverhalten auftritt.

Die Proben des lösungsgeglühten Zustandes brechen bei 550 und 600°C überwiegend interkristallin mit vielen Anrissen in der Bruchzone (Bild 21a). Ab 650° bis 800°C erfolgt der Bruch transkristallin. Erst bei 800°C treten ver-

einzelnt interkristalline Anrisse unmittelbar am Bruch auf. Stärker bemerkbar machen sich Aufrisse an der Probenoberfläche ab 750°C mit bei 800°C erheblichen Oxydationserscheinungen, wie das Bild 21b zeigt und die auch an den bei 750° geprüften Proben des kombinierten Zustandes 4 beobachtet werden (Bild 21c). Die bei 650 und 700°C geprüften Proben des nur thermisch behandelten Zustandes 2 brechen transkristallin.

Die Proben der mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustände 3-7 brechen bei 650°C und Standzeiten bis 10^4 Stunden transkristallin. Erst bei 700°C und Standzeiten $> 10^3$ Stunden erfolgt der Bruch mehr oder weniger interkristallin (Bild 22a und b). Die Anrisse erfolgen dann in der Regel von dem Tripelpunkt der Korngrenzen aus (Bild 22c). Bei stärkerer Deformation kommt es auch zu Anrissen bei den Primärkarbiden, wie im Bild 6c (Zugversuche) schon gezeigt wurde.

Eine Änderung in der Verteilung bzw. Intensität der Ausscheidungen ist lichtmikroskopisch bei dem Lösungsgeglühten Zustand erst ab 750°C zu beobachten. Bei dem nur thermisch behandelten Zustand 2 bei 650°C erst nach mehreren tausend Stunden Standzeit, wobei der metallographische Befund ergänzt wird durch gemessene höhere Härtewerte gegenüber dem Ausgangsgefüge. Bei den mechanisch-thermisch vorbehandelten Zuständen 3-7 treten bei 650°C nach langen und bei 700°C schon nach etwas kürzeren Standzeiten Ausscheidungen auf. Und zwar sowohl auf den Korngrenzen als auch im Korn und auf den durch die Kaltverformung gebildeten Gleitbändern (Bild 23a-c).

4.4 Härtmessungen

In den Bildern 24 und 25 sind die Härtewerte der metallographisch untersuchten Zeitstandproben in Abhängigkeit von der jeweiligen Standzeit aufgetragen.

Aus Bild 24 geht deutlich hervor, daß es bei den Proben der Zustände 1 + 2 (nicht vorverformt) in der Meßlänge während des Zeitstandversuches zu erheblichen Härtesteigerungen kommt. Dies ist in erster Linie auf Verfestigung infolge Deformation zurückzuführen. Erst bei Standzeiten $> 10^2$ tritt ab 650° Prüftemperatur leichte Entfestigung auf. Jedoch fällt selbst bei 800°C Prüftemperatur die Härte nicht unter den Ausgangswert. Bei einigen Proben wurde auch die Härte im Probenkopf gemessen. Man erkennt, daß bei Standzeiten um 10^3 Std. und länger, die Härte im Probenkopf, der ja durch die angelegte Spannung

nicht deformiert wird, und in der Meßlänge fast gleich ist. Die höhere Härte im Probenkopf gegenüber der Ausgangshärte ist auf die während des Zeitstandversuches auftretenden Ausscheidungen zurückzuführen.

Bei den Zuständen 3-7 (Bild 25) liegt die Ausgangshärte auf Grund der mechanisch-thermischen Vorbehandlung entsprechend höher. Die Proben der Zustände 5 und 6 mit der höchsten Ausgangshärte zeigen mit zunehmender Standzeit bei 650° und 700°C in der Meßlänge Entfestigung, jedoch entspricht die Härte im Probenkopf auch nach langen Standzeiten der Ausgangshärte. Dies gilt mehr oder weniger auch für die übrigen Zustände. Ferner zeigen die Härtewerte der bei 750°C gemessenen Proben des Zustandes 4, daß gegenüber 700°C Prüftemperatur keine weitere Entfestigung eingetreten ist.

5. Besprechung der Versuchsergebnisse

Die guten Zeitstandfestigkeitswerte, verbunden mit hoher Duktilität, des titanstabilisierten 15/15 CrNi-Stahles 12R72HV waren bekannt. Bestimmend für das gute Zeitstandverhalten ist die matrixverfestigende Wirkung des Molybdängehaltes, in begrenztem Rahmen ein Ausscheidungshärtungseffekt über Titankarbide und der positive Einfluß von 80-100 ppm Bor. Der Vorteil der Ti-Stabilisierung gegenüber der Nb-Stabilisierung (4988, 4981) wird in einem wirksamen "Scavenger"-Effekt für die Elemente Sauerstoff, Stickstoff und Schwefel gesehen.¹³⁾ Eine Lösungsglühbehandlung mit rascher Abkühlung hält Titan und Kohlenstoff derart in fester Lösung, daß während der Langzeitbeanspruchung nur eine schwache Ausscheidungsneigung besteht, und die durch die Kriechdeformation entstehenden Versetzungen durch feine Ti-Karbide verankert werden.

Bemerkenswert ist jedoch, daß im lösungsgeglühten Zustand die Werte für die Warmstreckgrenze im Temperaturbereich von 650-850°C ziemlich temperaturunabhängig bei 12-15 kp/mm² liegen. Bezogen auf die Anforderung, die an die Hülle eines Schnell-Brüter-Brennelementes gestellt werden, sind diese Werte zu niedrig.

Das durchgeführte Versuchsprogramm sollte Aufschluß geben, inwieweit ohne legierungstechnische Maßnahmen nur durch Kaltverformung und/oder Wärmebehandlung die Matrix verfestigt werden konnte (d.h. die Streckgrenze erhöht) und in welchem Maße die Duktilität abnimmt. Die bisher vorliegenden Ver-

suchsergebnisse von 7 verschiedenen Zuständen erlauben eine klare Aussage über die Änderung der mechanischen Kurzzeit- und Langzeitwerte in Abhängigkeit von Kaltverformung und Wärmebehandlung.

Aus den zahlreichen Einzeldiagrammen sind die Ergebnisse aus den Zugversuchen und Zeitstandversuchen in den Bildern 26-28 in Säulendiagrammen für 650° und 700°C dargestellt. Diese Darstellung erlaubt auf einen Blick einen direkten Vergleich der verschiedenen Kenngrößen bei allen 7 Behandlungszuständen. Unter I sind als Vergleich die Werte für den Stahl X8CrNiMoVNb 1613 (Werkstoff-Nr. 4988) eingezeichnet, der ebenfalls als aussichtsreicher Hüllwerkstoff angesehen wird. Es sind Werte, die von den deutschen Edelstahlherstellern für diesen Stahl angegeben werden und die sich mit eigenen noch nicht publizierten Ergebnissen decken.

Die Ergebnisse aus Zugversuchen für Zugfestigkeit σ_B , Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ und Bruchdehnung δ_{5d} sind im Bild 26 wiedergegeben. Der lösungsgeglühte Zustand (1) zeigt gegenüber dem Werkstoff 4988 bei gleicher Festigkeit höhere Bruchdehnung, jedoch niedrigere Streckgrenze. Eine Glühung bei 800°C über 23 Std (2) bringt eine geringfügige Erhöhung der Streckgrenze bei 650°C und eine stärkere Zunahme der Dehnung bei 700°C. Eine deutliche Erhöhung der Zugfestigkeit und Streckgrenze ergibt sich durch 15% Kaltverformung (3). Eine anschließende Glühung bei 830°C 20 Std (4) führt zu einer leichten Entfestigung bei geringer Zunahme der Dehnung. In gleicher Weise, jedoch stärkerem Maße, wirken 30% Kaltverformung und anschließende Glühbehandlungen (5-7). Die verschiedenen Glühbehandlungen wurden an Hand metallographischer Befunde vorangegangener umfangreicher Glühversuche festgelegt.

Der Vergleich der Zugfestigkeit von 650° und 700°C zwischen dem Werkstoff 4988 und 12 R 72 HV zeigt, daß dem Gewinn an Festigkeit durch entsprechende Vorbehandlung eine geringere Duktilität gegenübersteht. Jedoch lassen die Werte aus Zugversuchen keinen Rückschluß auf die relativen Werte bei Langzeitbeanspruchungen zu.

Einen Vergleich der Zeitstandfestigkeitswerte für 1000 Stunden Standzeit bei 650° und 700°C erlaubt Bild 27. Für den lösungsgeglühten Zustand (1) werden keine Werte für die $\sigma_{1\%/1000 \text{ Std}}$ -Zeit-Dehngrenze angegeben, weil die Werte

für $\sigma_B/1000 \text{ Std}$ -Zeitstandfestigkeit jeweils über der für 650° und 700°C geltenden Warmstreckgrenze liegen. D.h. im Belastungsfall bei Versuchsbeginn tritt plastische Verformung auf, sodaß 1% Dehnung bereits überschritten wird. Dieser Zustand ist für Einsatzzeiten $<10^4 \text{ Std.}$ technisch nicht einsetzbar. Der Zustand 2 (geglüht 800°C 23h) weist bei 650°C für 1000 Std-Zeitstandfestigkeit und 1% Zeit-Dehngrenze zwar etwas geringere Werte auf als 4988, jedoch größere Duktilität. Bei 700°C sind die Werte für beide Stähle praktisch identisch. Die Werte für die Zustände 3-7 zeigen, daß der Einfluß der Kaltverformung bei 650°C Prüftemperatur und 10^3 Std. Standzeit nicht mehr sehr ausgeprägt ist (3+5) und bei 700°C sich schon der geringere Verformungsgrad in Bezug auf die Festigkeitswerte als besser erweist. Interessant ist, daß die Duktilität bei dem Zustand 5 trotz stärkerer Kaltverformung besser ist als bei dem Zustand 3 und allgemein die Werte für $\delta_{5d}/10^3 \text{ Std}$ bei den Zuständen 4-7 über den Werten der Zugversuche liegen.

Die wichtigste Aussage bei der vergleichenden Betrachtung erlaubt das Säulendiagramm 28, in dem die Werte, z.T. extrapoliert, für die Zeitstandfestigkeit σ_B , die Zeit-Dehngrenze $\sigma_{1\%}$ und die Bruchdehnung δ_{5d} für 10 000 Std Standzeit eingetragen sind. Im lösungsgeglühten Zustand (1) zeigt der Stahl 12 R 72 HV nur geringfügig bessere Festigkeitswerte bei 650° und 700°C gegenüber dem Stahl 4988, jedoch zeigt dieser wiederum bei 650°C etwas mehr Dehnung und bei 700°C bedeutend mehr. Durch eine Glühung des 12 R 72 HV bei 800°C 23h (2) liegt bei 650°C die Dehnung $\approx 10\%$ über dem Wert von 4988, jedoch bei 700°C erweist sich dieser als bedeutend duktiler.

Wenn man bedenkt, daß der Werkstoff 4988 im handelsüblichen Zustand nur knapp die Festigkeitsanforderungen erfüllt, die an die Hülle des Brüter-Brennelementes gestellt werden, und die Werte denen der Zustände 1 und 2 vom 12R72HV entsprechen, so kommt den mechanisch-thermisch vorbehandelten Zuständen 3-7 besondere Bedeutung zu. Dabei dürfte der Zustand 4 (15% k.v. + 830°C 20h/L) wohl als optimal anzusehen sein. Bei 650°C und 700°C werden Festigkeitswerte erreicht, die wesentlich über denen des 4988 liegen und nur knapp unter denen der Zustände 3 und 5-7. Dabei kann für 650°C noch mit Bruchdehnungswerten um 30% gerechnet werden. Bei 700°C und 10^4 Std Standzeit tritt jedoch ein merklicher Verlust an Duktilität auf, der z.B. bei 750°C ganz ausgeprägt ist, wie aus Bild 14 hervorgeht. Aufgrund der Versuchsergebnisse beim Zustand 4 - 700° sind die extrapolierten Bruchdehnungswerte der Zustände 5-7 mit entsprechender Vorsicht zu behandeln.

Die Zusammenstellung der Versuchsergebnisse 7 verschiedener Vorbehandlungszustände in den Bildern 26-28 läßt für den Stahl 12 R 72 HV noch folgende Aussage zu: Liegt bei der Langzeitbeanspruchung das Schwergewicht nicht auf den Festigkeitswerten, sondern auf möglichst großer Duktilität, so ist der Zustand 2 (Lös.-gegl. + 800°C 23h) als der beste anzusehen, der bei 650°C auch noch dem 4988 überlegen ist. Ist dagegen die primäre Forderung möglichst hohe Langzeitfestigkeit, so ist der nur kaltverformte Zustand 3 ($\leq 15\%$) in Betracht zu ziehen. Daß der optimale Verformungsgrad für Langzeitbeanspruchung auch $< 15\%$ sein kann, haben eigene Untersuchungen an der Legierung Inco-loy 800 gezeigt⁹⁾, wonach der optimale Verformungsgrad bei 8-12% für Standzeiten $> 10^3$ Std. liegt.

Für die Durchführung der umfangreichen metallographischen Arbeiten danke ich Frau Schlenker und den Herren Selth, Dindorf und Weis für die sachgerechte Betreuung und Durchführung der Versuche.

Literatur

- 1) H.Böhm; KFK-Bericht 985
"Austenitische Stähle als Hüllwerkstoffe für Schnelle Brutreaktoren"
- 2) KFK-1375, Jü| . 744 RG
"Gasbrüter-Memorandum"
- 3) H.Böhm, G. Heß
"Fast Reactor Fuel and Fuel Elements"
Proceedings of an International Meeting, GfK 1970, S. 732
- 4) C.G. Collins; GEMP 743, S. 1-29, 1970
"The Effect of Thermal-Mechanical Treatments on the Tensile Strength of 19-9 DL and 12R72HV Austenitic Stainless Steel."
- 5) R.Lagneborg; Report S-393, AB-Atomenergi Stockholm
"Development of Stainless Cladding Material for Fast Breeder Reactors"
- 6) P.Lindhagen, G.östberg
"Fast Reactor Fuel and Fuel Elements"
Proceeding of an International Meeting, GfK 1970, S. 699
- 7) J.O. Edström, L.Egnell, G.Lagerberg; Sandvik 67 1024
"Heat Resistant Steels and Nickel Alloys for Application in Boilers and Nuclear Reactors"
- 8) Stahlwerke Sandvik-Sandviken
"Rohre für hohe Temperaturen", Ty-305-1968
"Specialities for Nuclear Engineering" 4.00E-1969
- 9) H.Böhm, M. Schirra; unveröffentlicht
"Der Einfluß der Kaltverformung auf das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung Incoloy 800"
- 10) F.R. Larson, J. Miller; Trans.ASME 74 (1952) 765
"A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep-Stresses"
- 11) F.H. Norton; McGraw Hill Publishing Co LTD 1929
"The Creep of Steel of High Temperatures"
- 12) F.C. Monkman, N.J. Grant; Proc. ASTM Vol 56(1956)
"An Empirical Relationship between Rupture-Life and Minimum Creep-Rate in Creep-Rupture Tests"
- 13) G.Lagerberg, L.Egnell; Nuclear Engineering International, March 1970, Vol.15,
"Canning Materials for Fast Reactor Fuel Rods" Nr.166

Tabelle I

Chemische Zusammensetzung

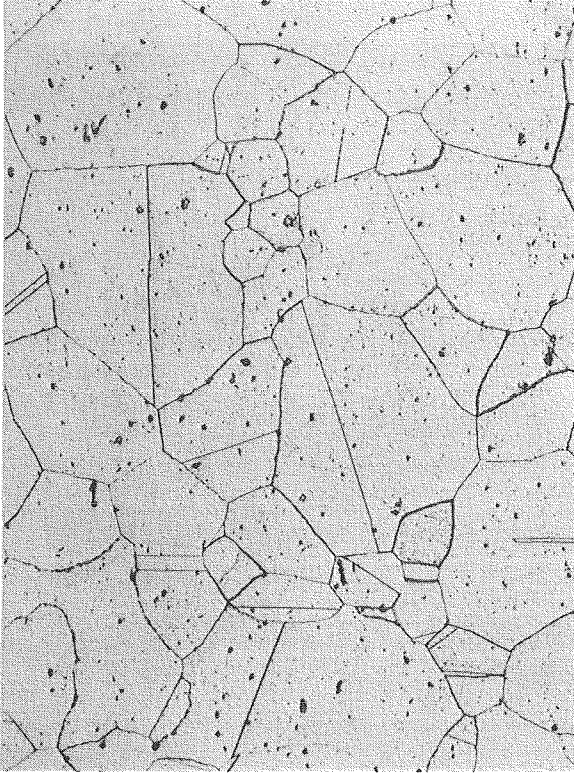
X10 NiCrMoTiB 15 15 (4970)

12 R 72 HV (Sandvik) Chg.-Nr.: n.b.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	NI		
IMF-Analyse	0,10	0,39	2,0	0,003	0,01	14,8	15,4		
Richtanalyse	0,10	max 0,50	1,8	max 0,020	max 0,015	15	15		
	Co	Mo	Ti	Al	Cu	B	Ta/Nb	N ₂	
IMF-Analyse	0,009	1,2	0,43	0,13	0,03	0,01	<0,05	<0,01	
Richtanalyse		1,2	0,45			0,008			

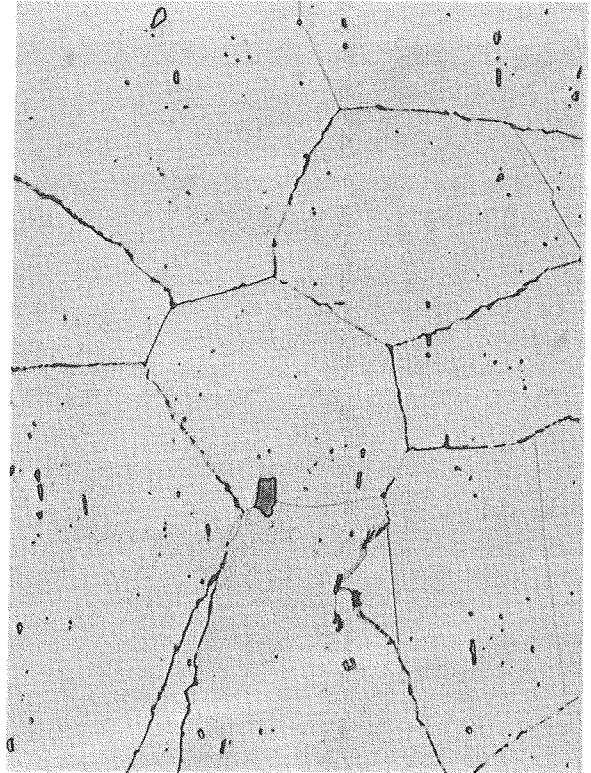
12 R 72 HV
=====

Lösungsgeglüht



4355

x100

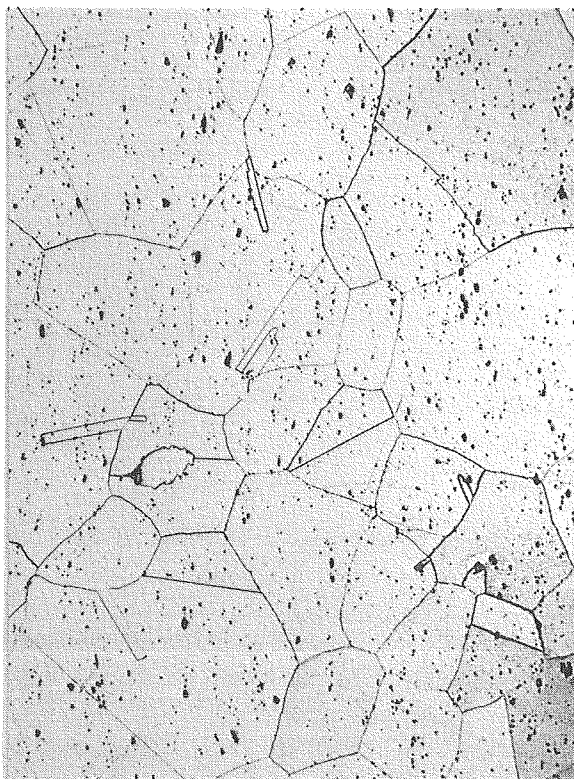


5464

x500

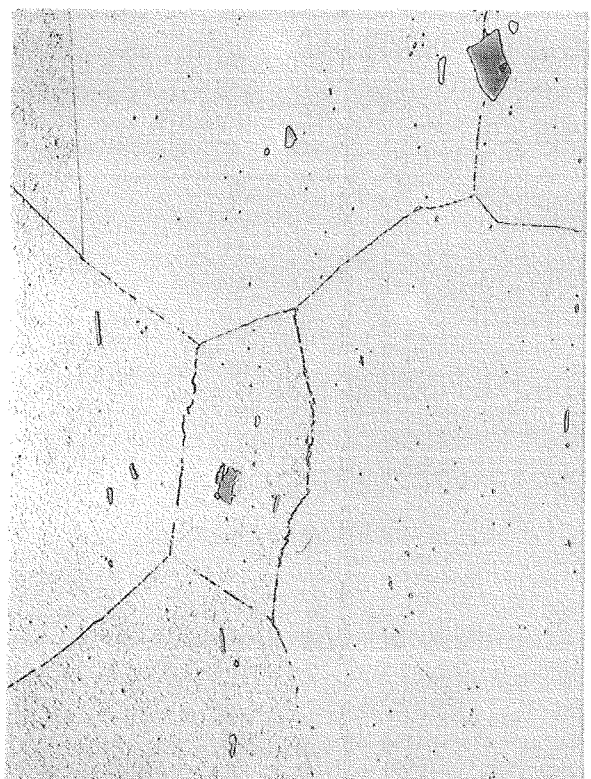
HV₃₀ = 133-154

Lösungsgeglüht + 800°23^h/Luft



6428

x100



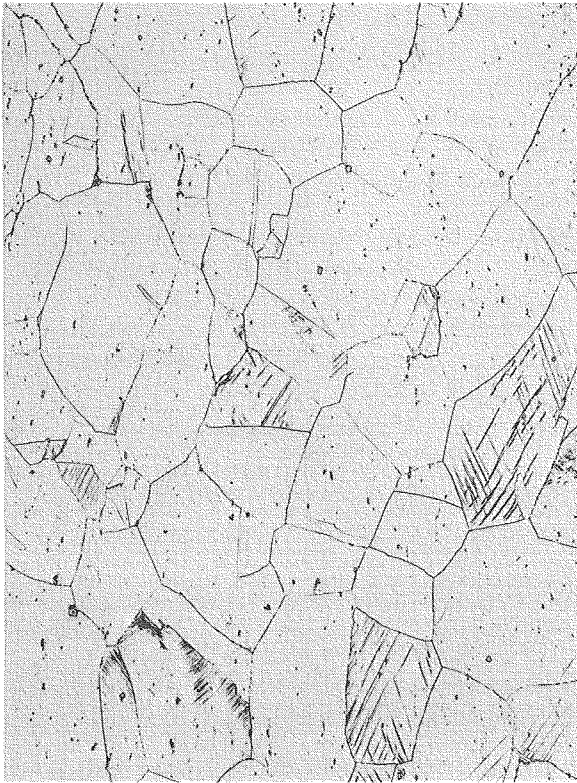
8765

x500

HV₃₀ = 146-157

== 12 R 72 HV ==

Lösungsgeglüht + 15 % kaltverformt



7463

x100

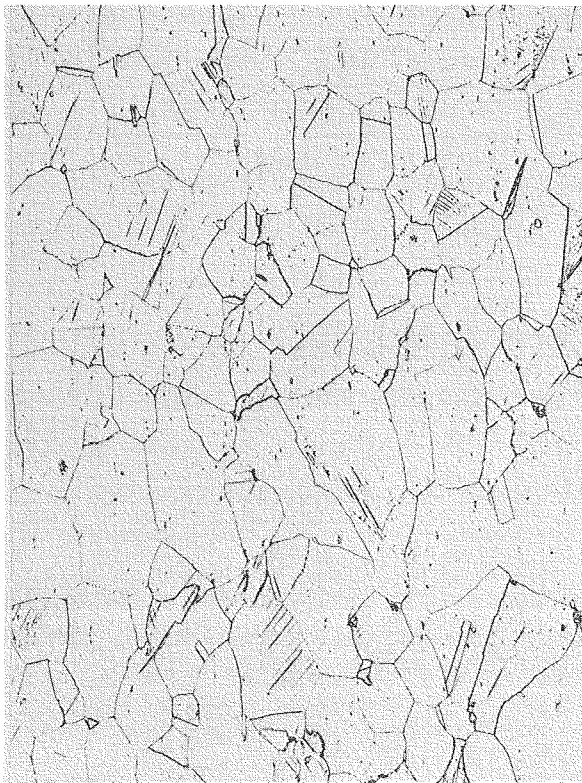


7464

x500

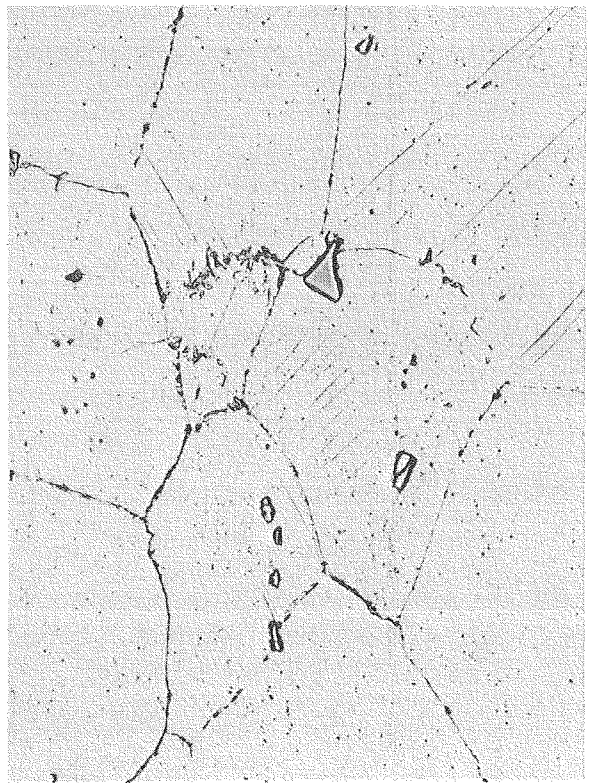
HV₃₀ = 252-250

Lös.-gegl.+ 15 % k.v.+830^o20^h/Luft



7465a

x100



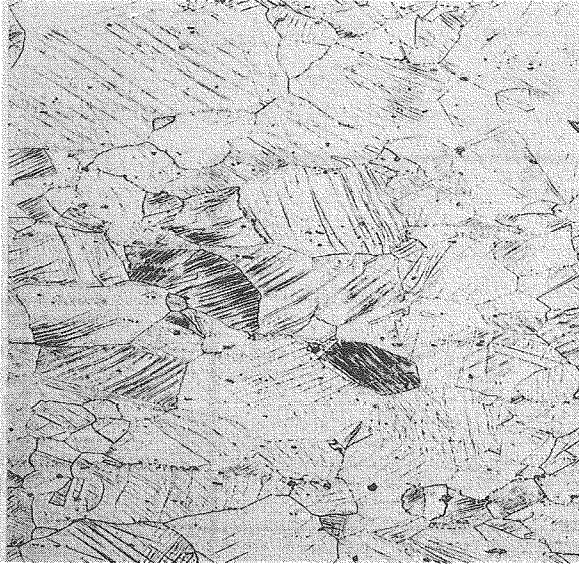
7466

x500

HV₃₀ = 218-223

12 R 72 HV
=====

30 % kaltverformt



6799

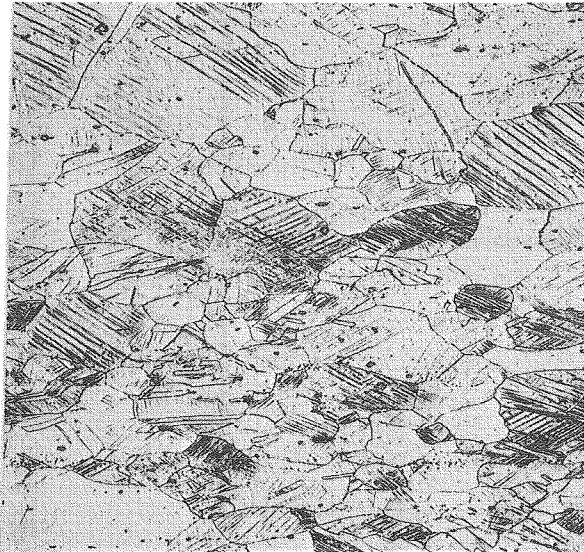
30 % k.v. + 700° 120^h Luft



a

8821

HV₃₀ = 295-305



6823

30 % k.v. + 850° 1^h Luft



b

8822

HV₃₀ = 294-301



6332

x100



c

6333

HV₃₀ = 254-264

x500

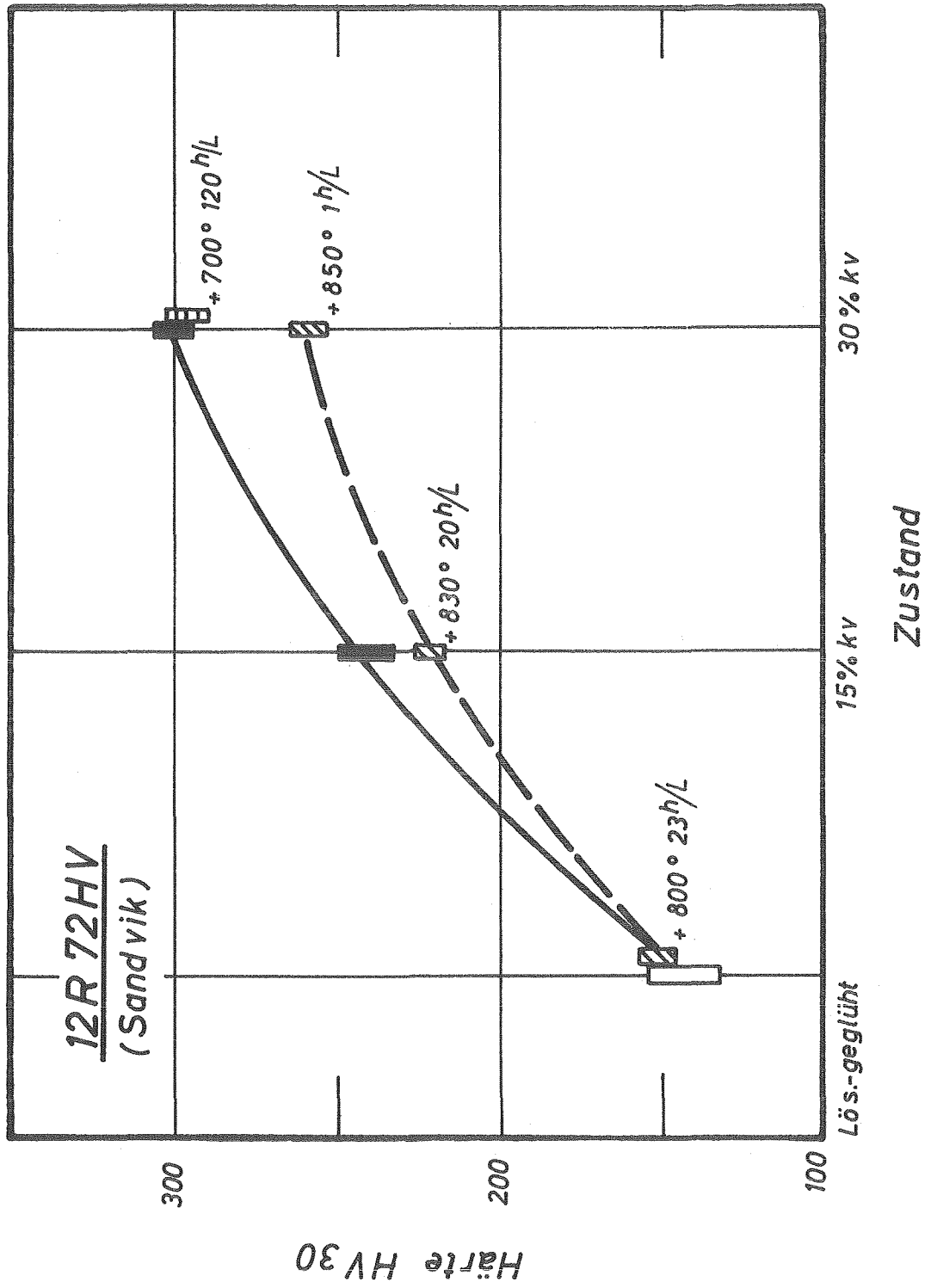
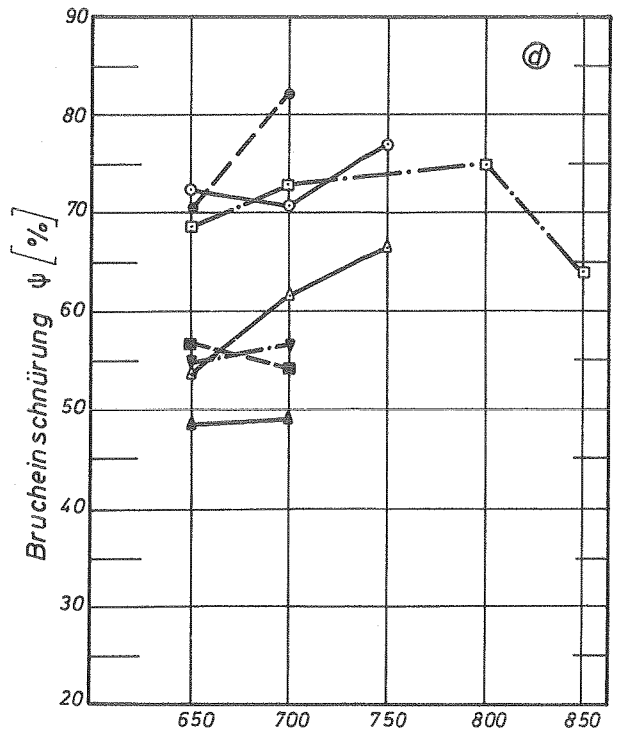
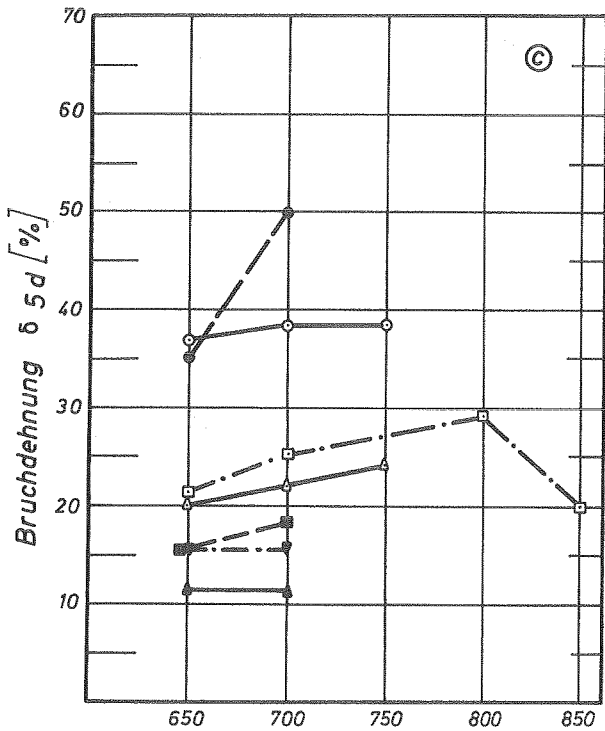
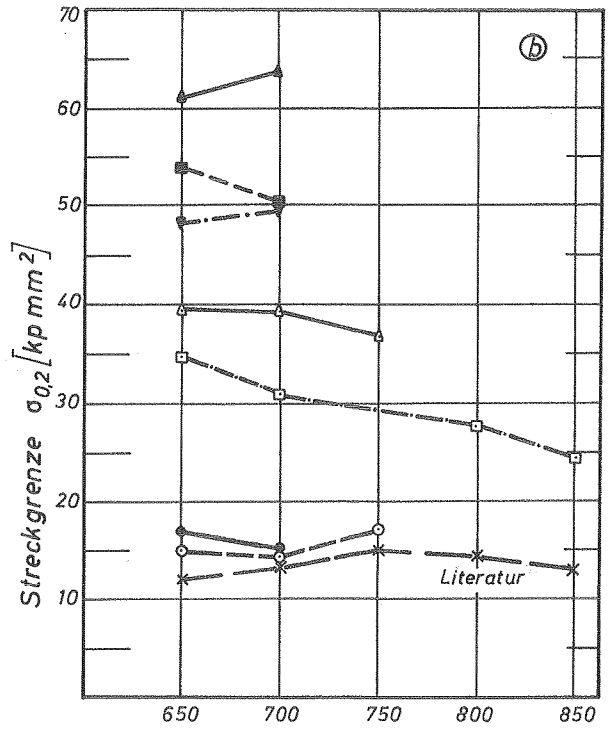
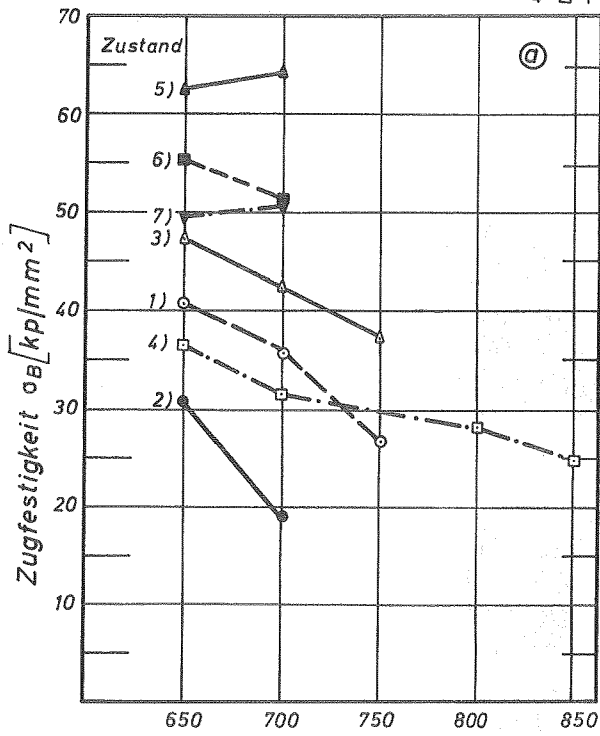


Bild 4: Ausgangshärte in Abhängigkeit vom Gefügestand

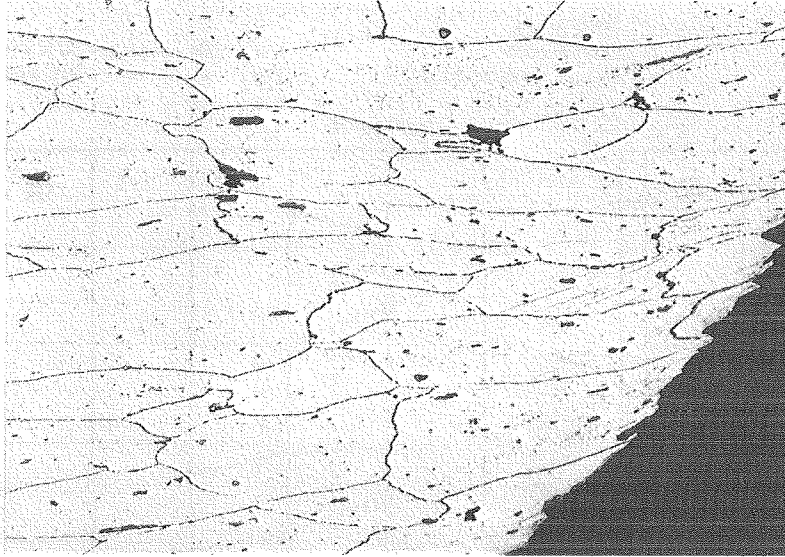
12R 72HV
(Sandvik)

Zustand	Behandlung
1 ○	Lös.-geglüht
2 ●	— " — +800° 23h/L
3 ▲	— " — +15% kv
4 □	— " — +15% kv + 830° 20h/L
5 ▲	Lös.-geglüht + 30% kv
6 ■	— " — +30% kv + 700° 120h/L
7 ▼	— " — +30% kv + 850° 1h/L



Prüftemperatur in °C

Bild 5: Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlungen auf die mech. Eigenschaften bei höheren Temperaturen (Probe $L \times d_0 = 25 \times 5 \text{ mm}$)



a

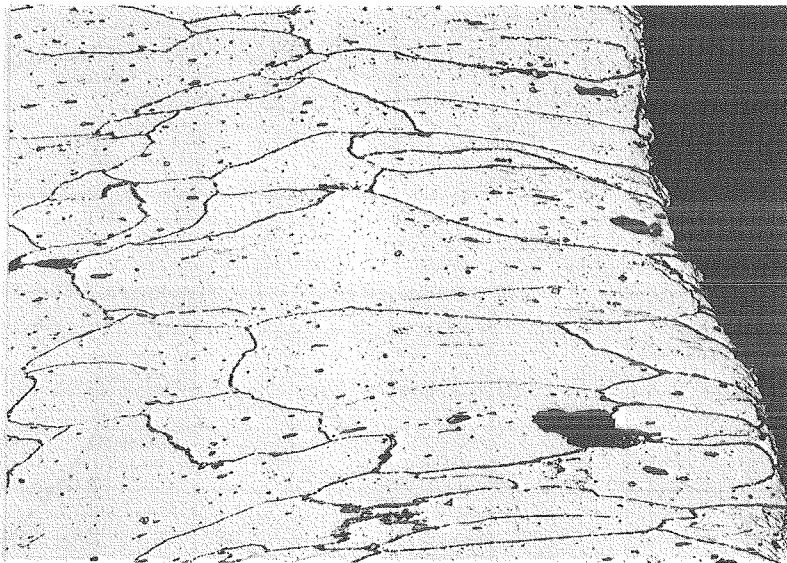
lösungsgeglüht

Zugversuch 750°

9252

HV₃₀ = 232-242

x100



b

15 % kaltverformt

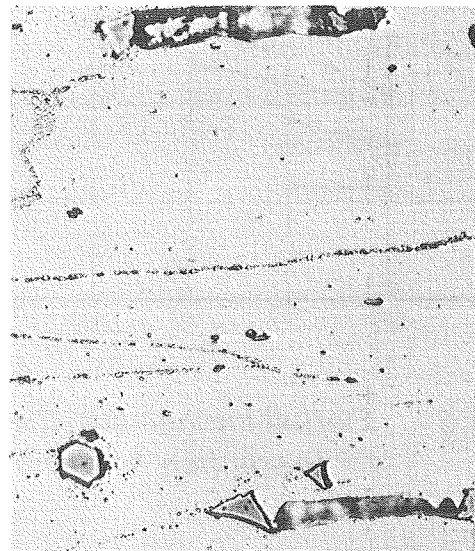
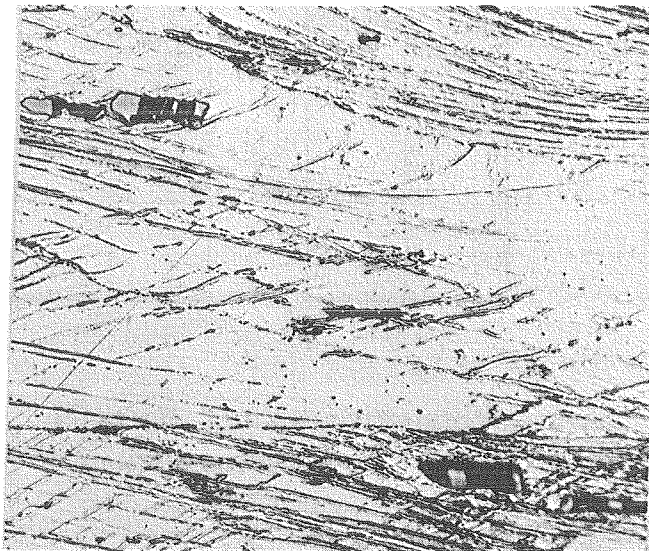
+830° 20^h/Luft

Zugversuch 850°

9247

HV₃₀ = 214, 214

x100



c

6818

9253

x500

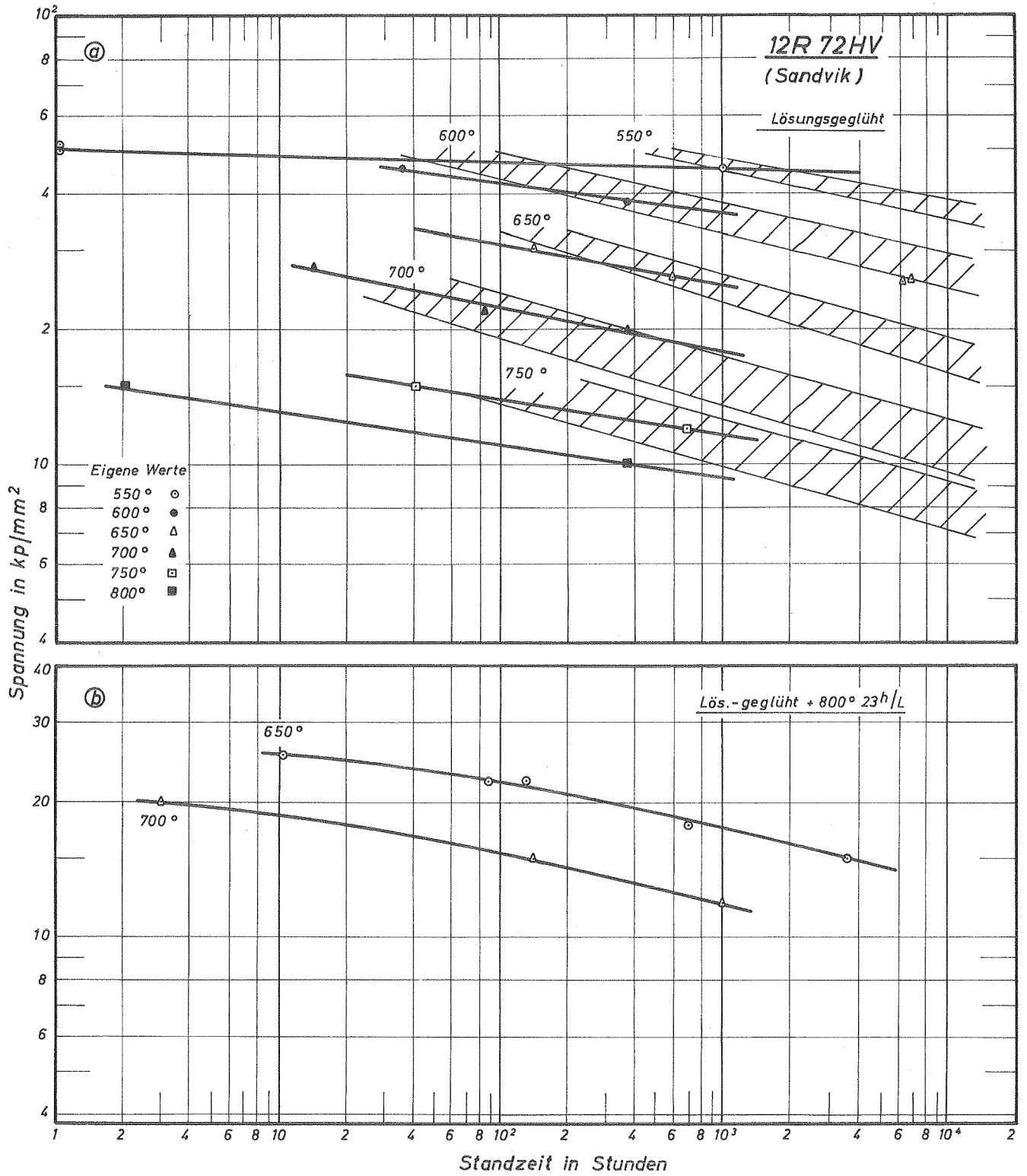


Bild 7: Zeitstandfestigkeitskurven

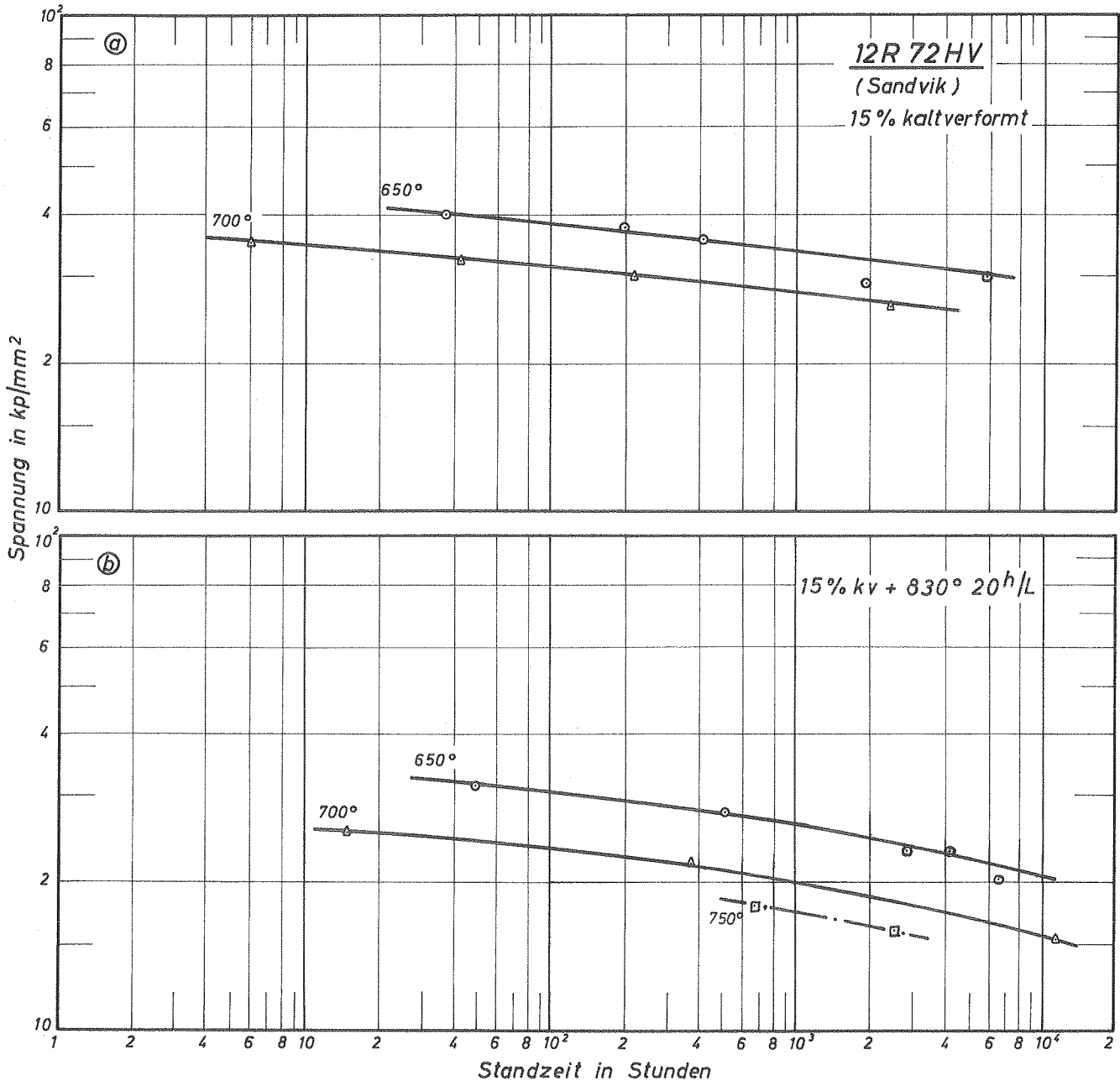


Bild 8: Zeitstandfestigkeitskurven

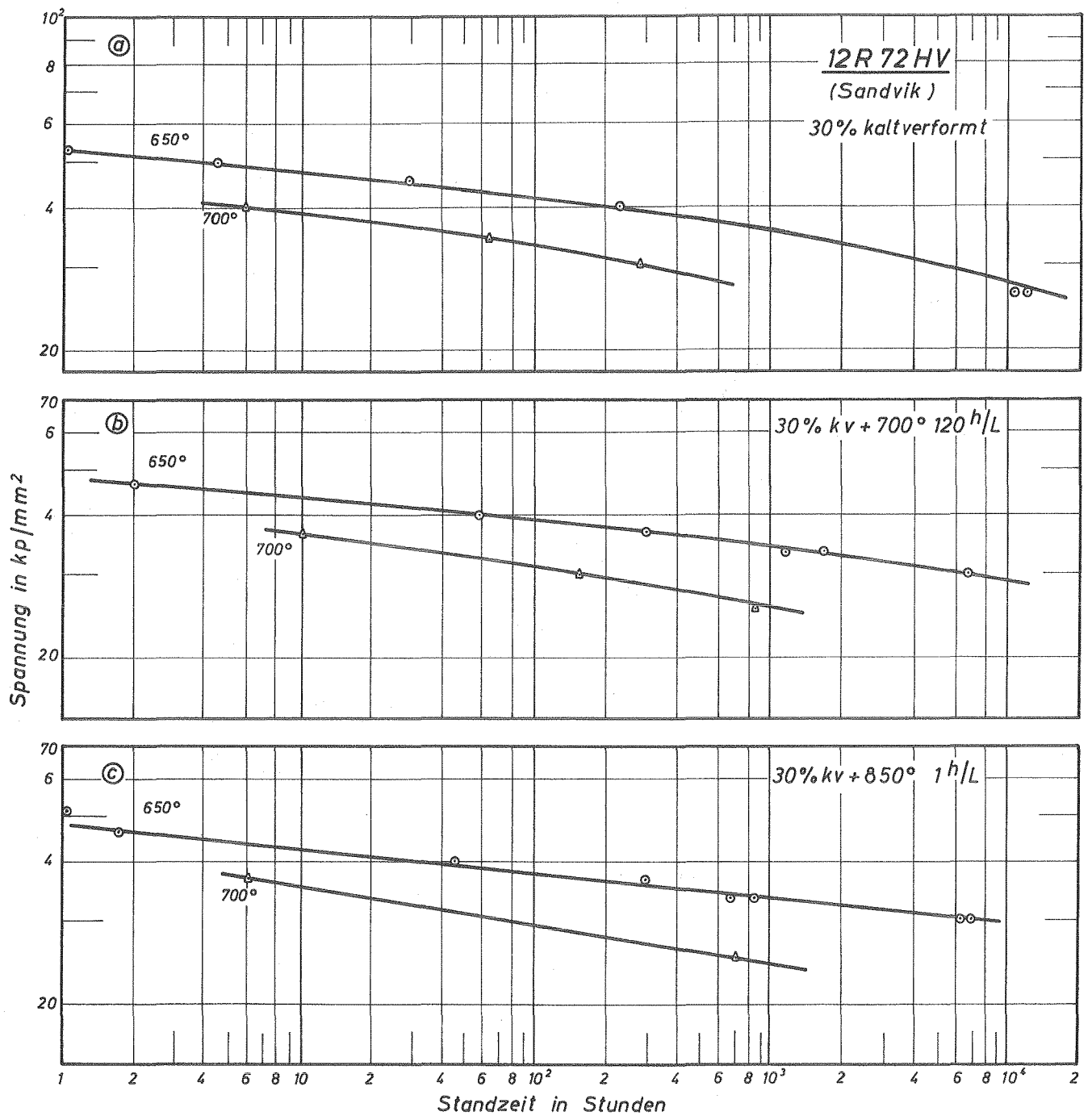


Bild 9: Zeitstandfestigkeitskurven

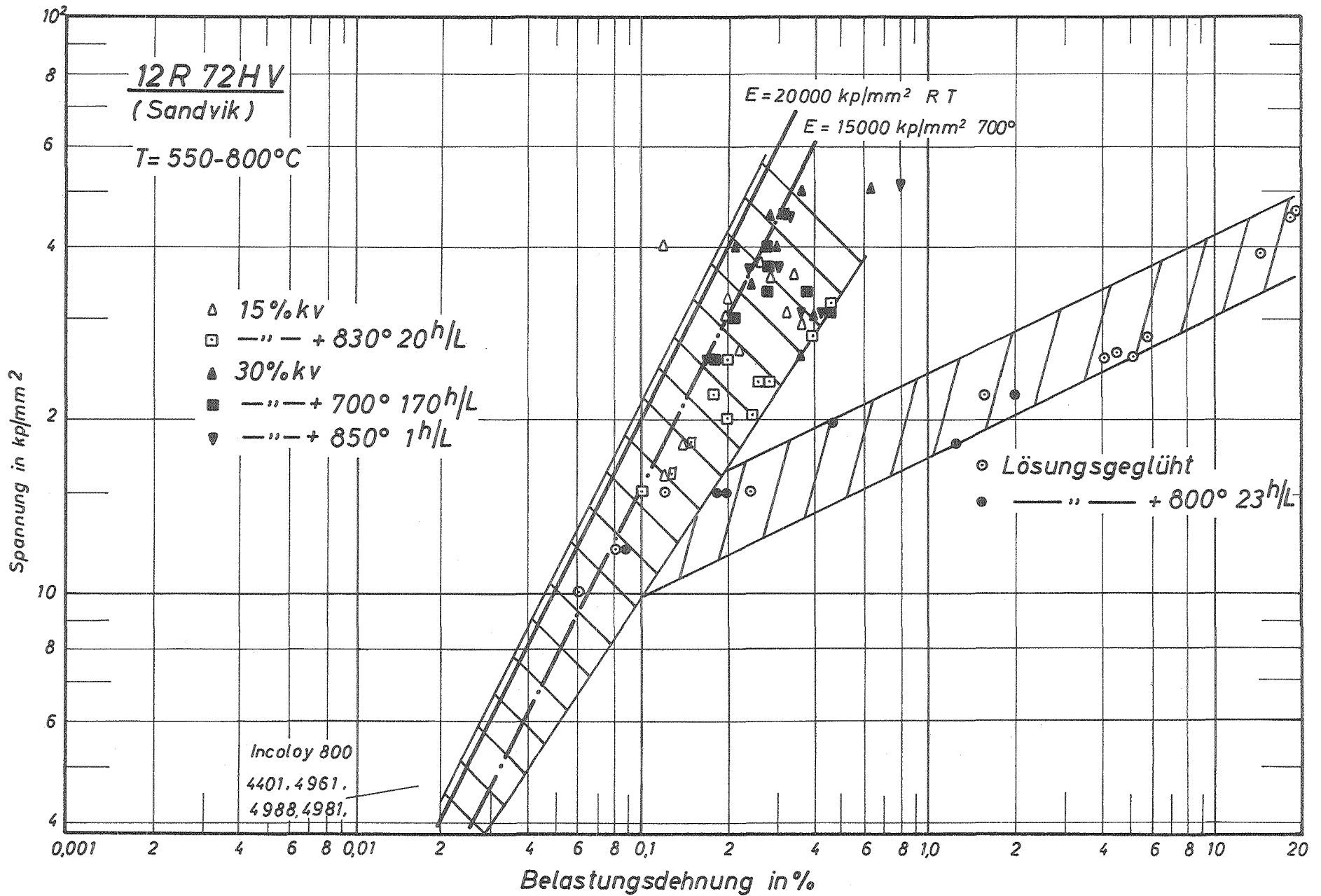


Bild 10: Belastungsdehnung in Abhängigkeit von der angelegten Spannung

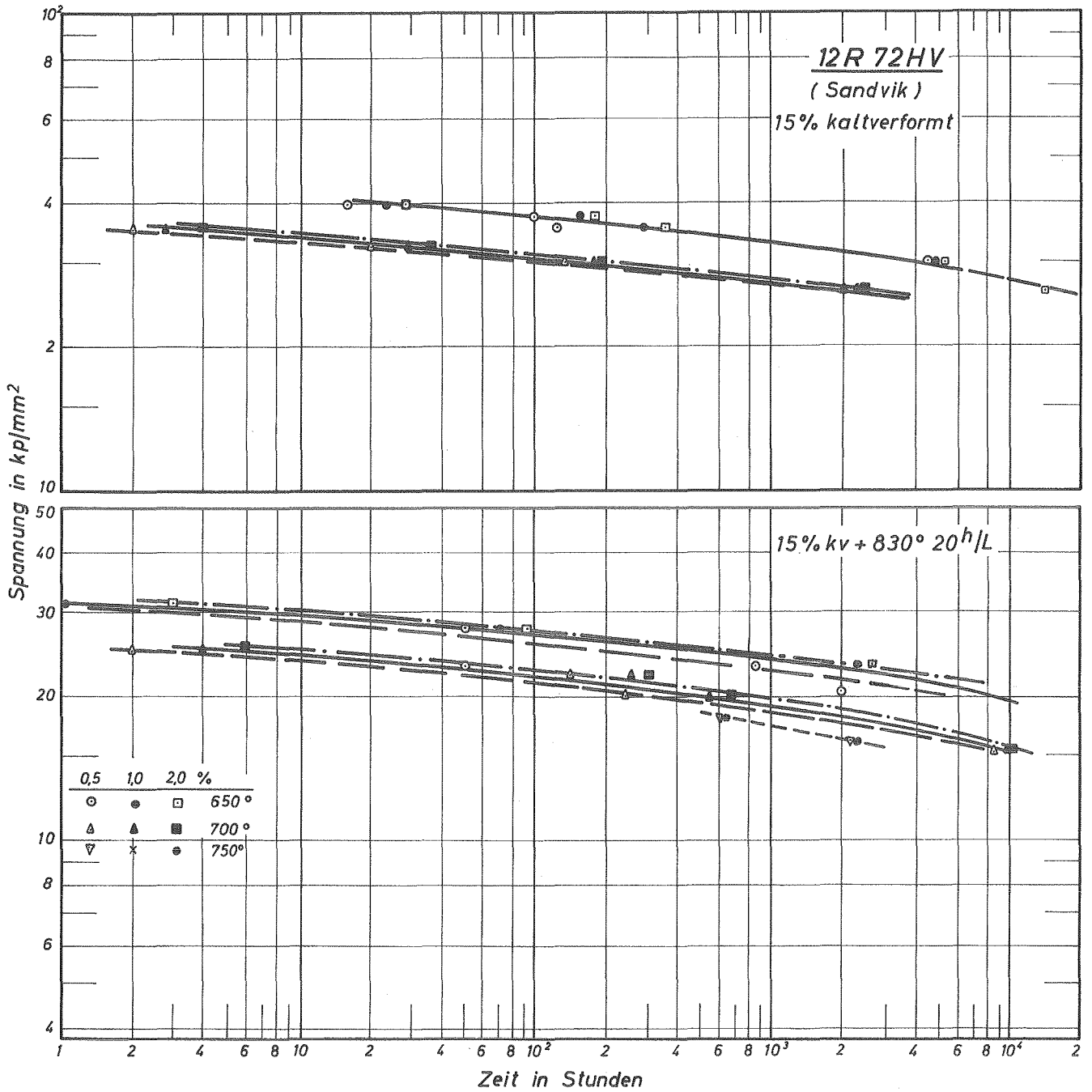


Bild 11: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

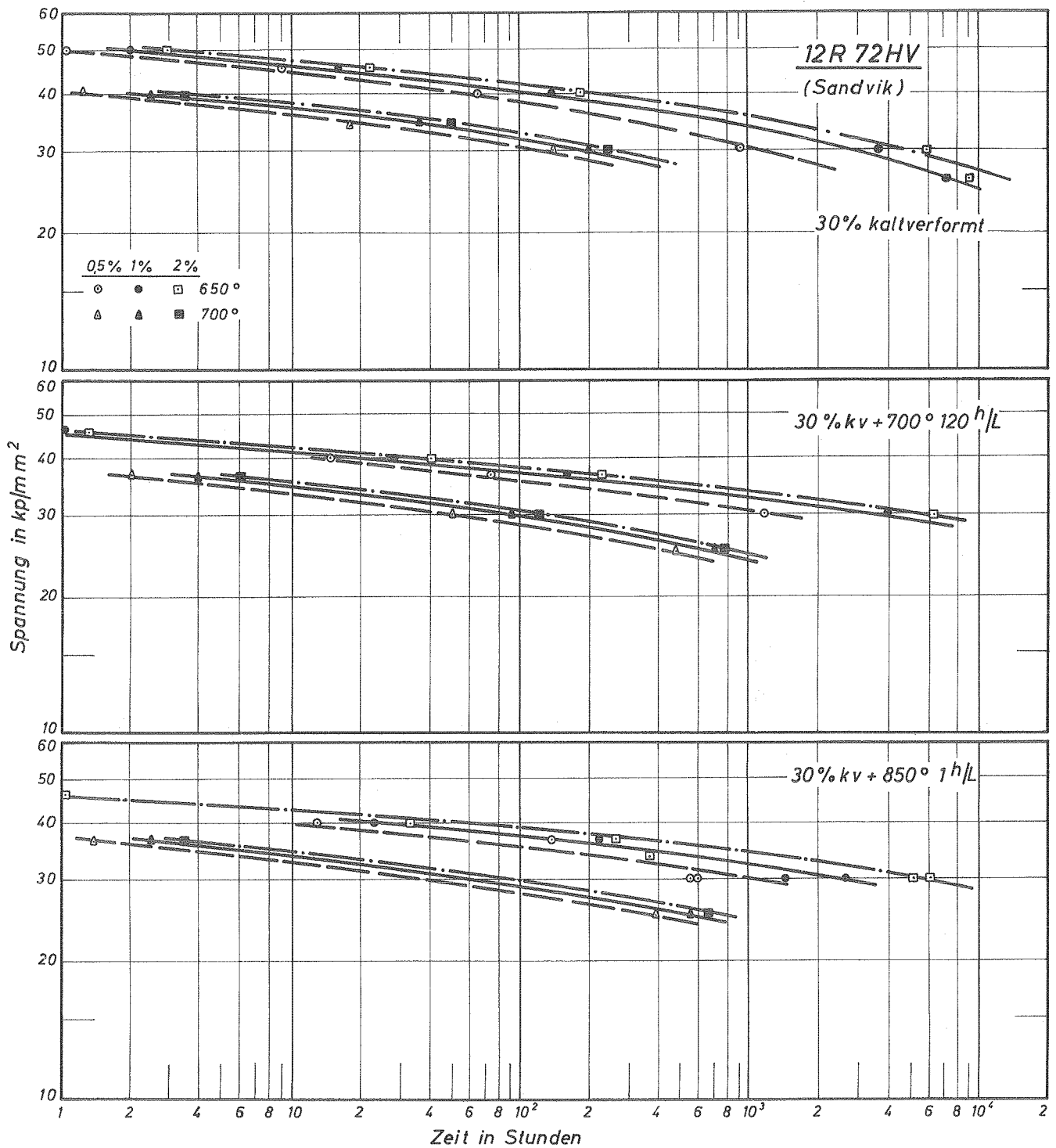


Bild 12: Zeit-Dehngrenzen-Kurven

12R 72 HV
(Sandvik)

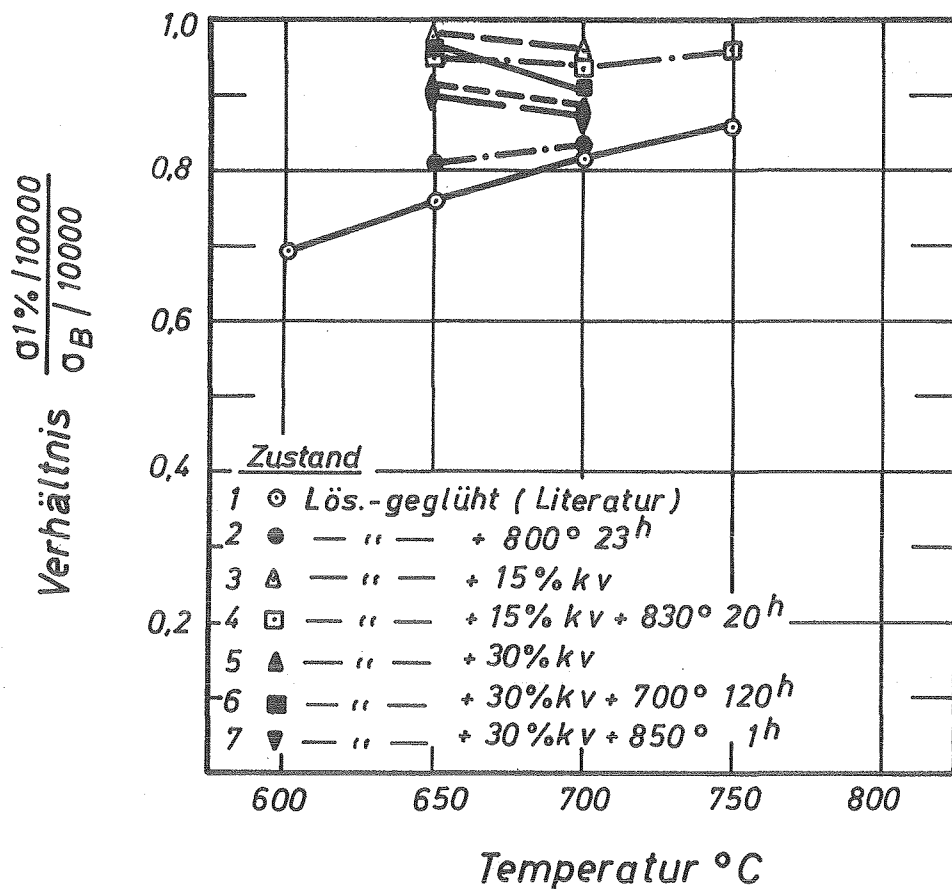


Bild 13: Verhältnis Zeitdehngrenze zu Zeitstandfestigkeit bei 10000 Std. Standzeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

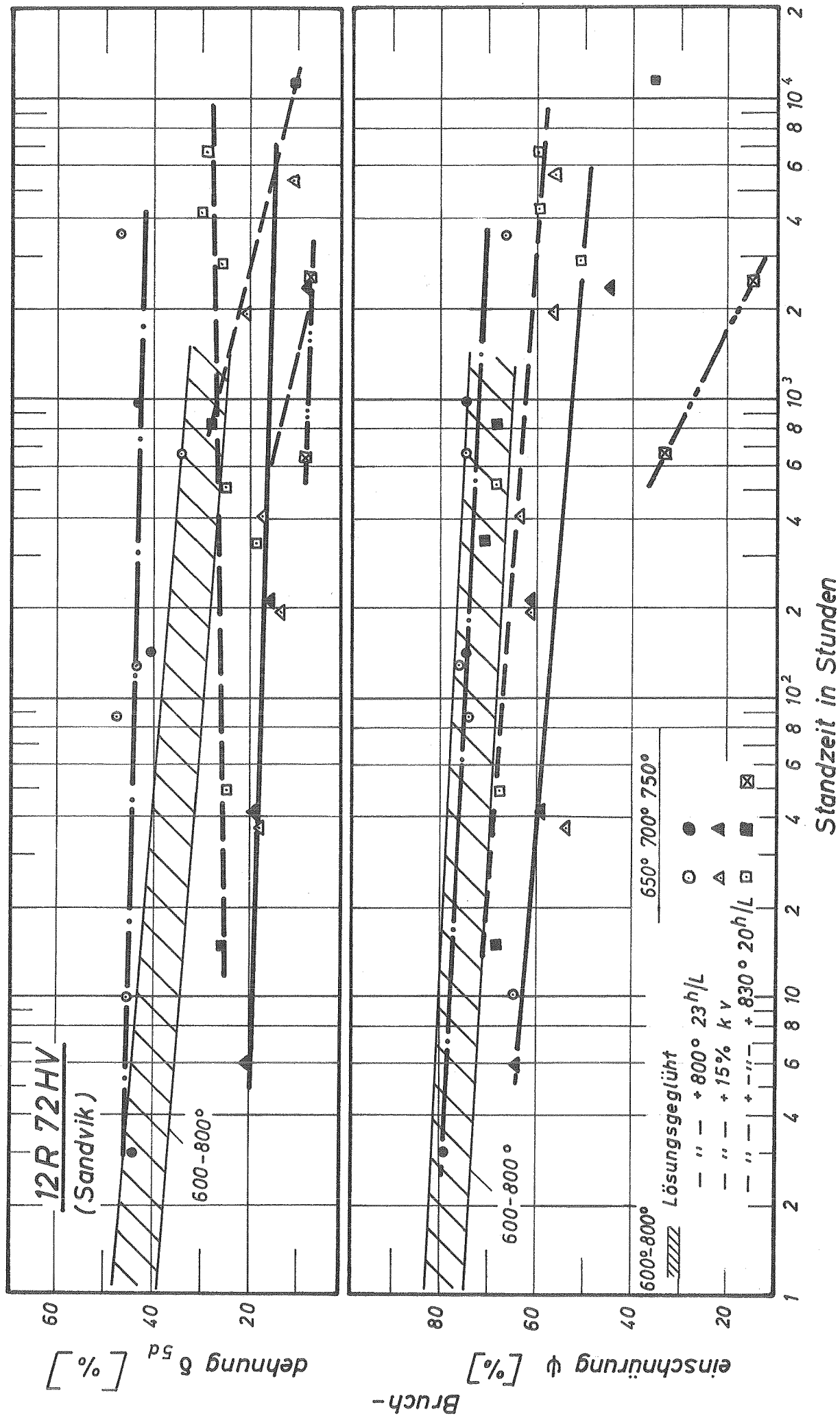


Bild 14: Bruchdehnung und -einschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

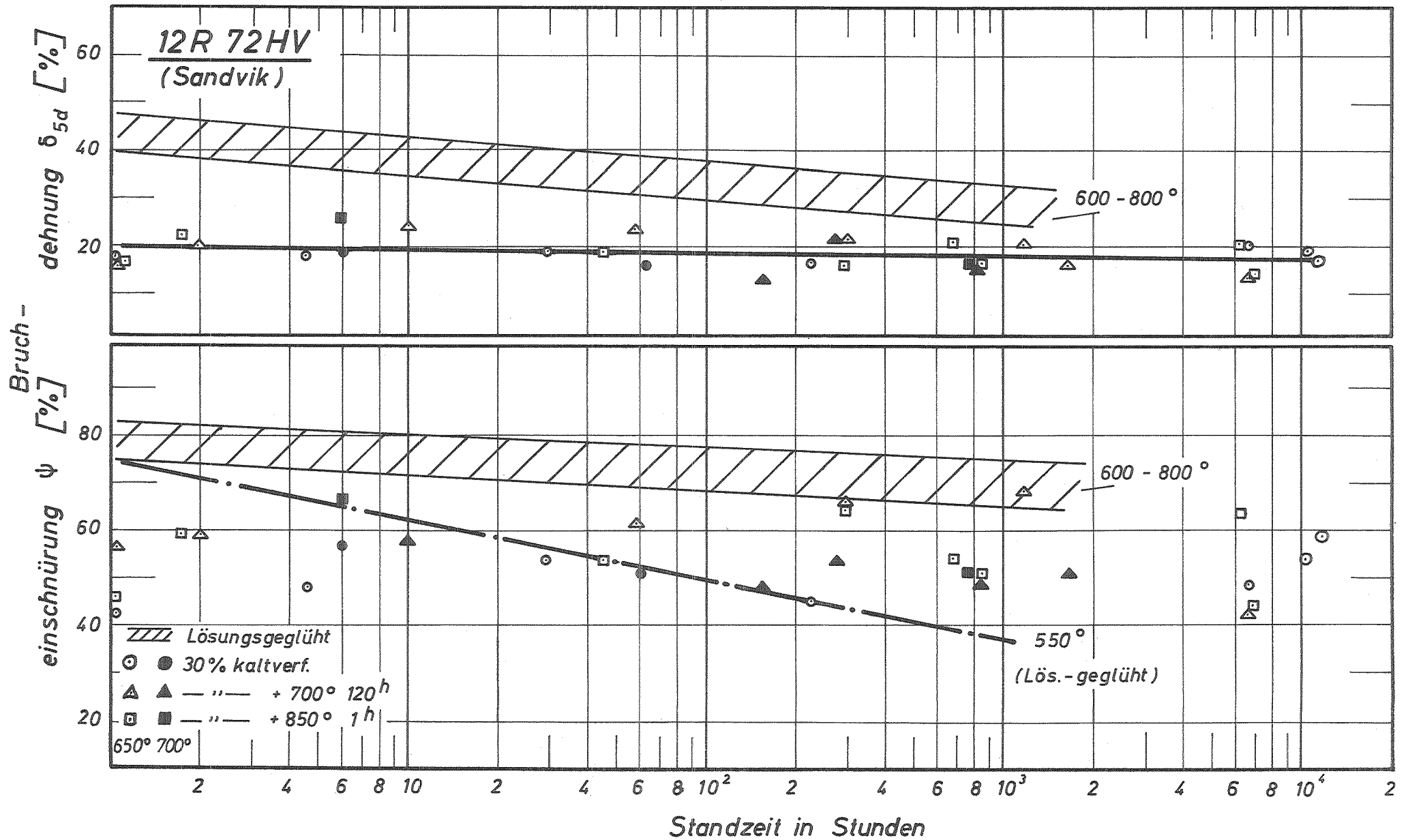
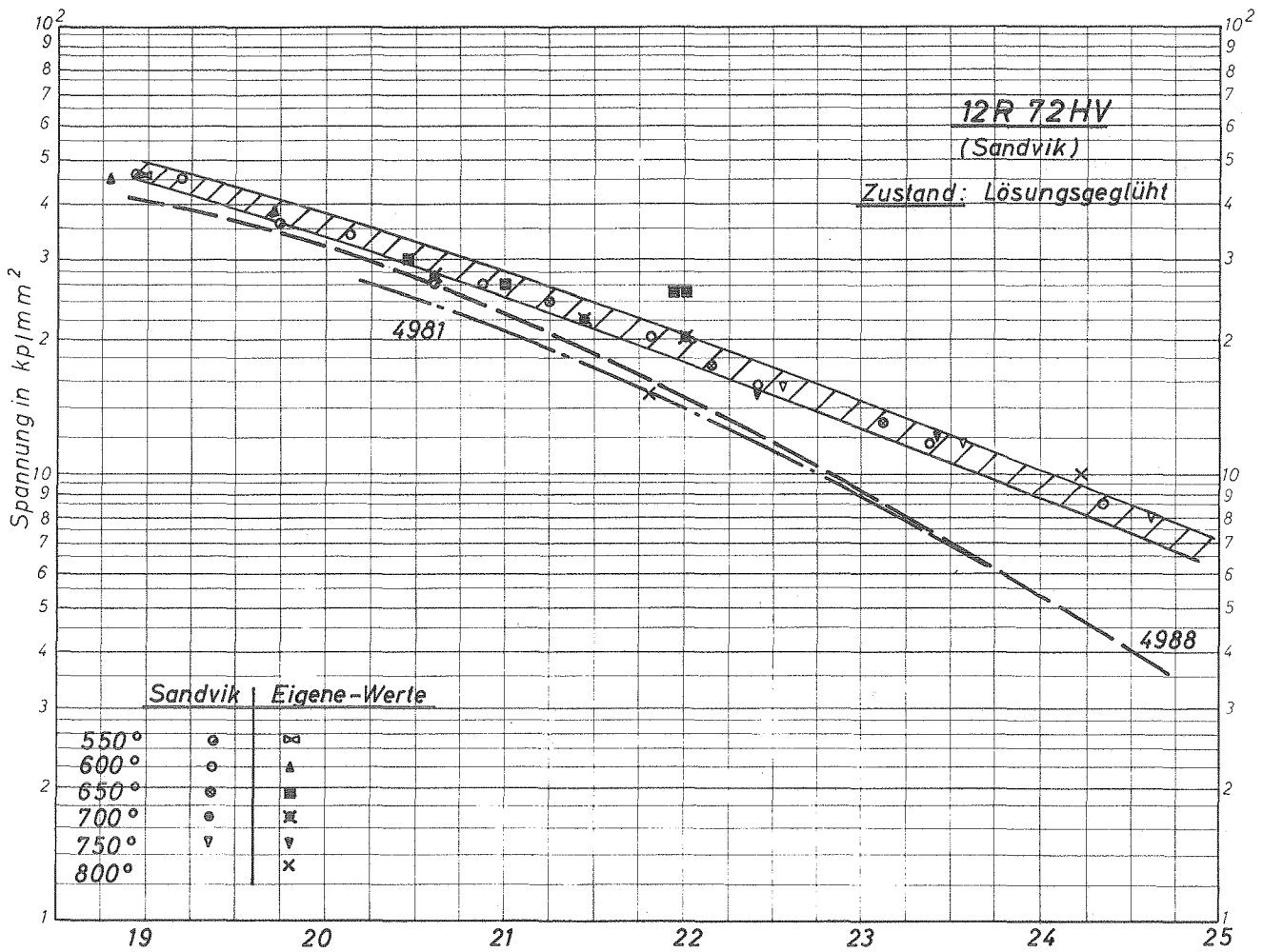


Bild 15: Bruchdehnung und -einschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit



$$P = T_{\circ K} (20 + \log t_B) 10^{-3}$$

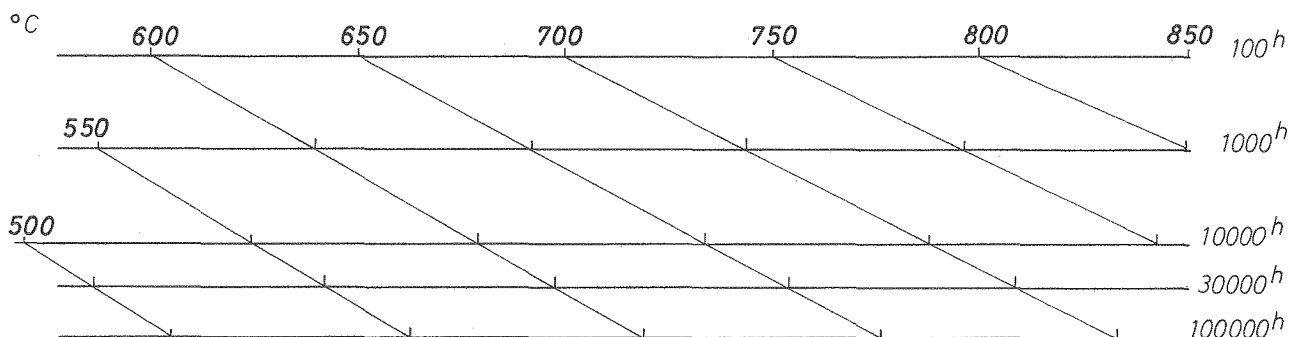
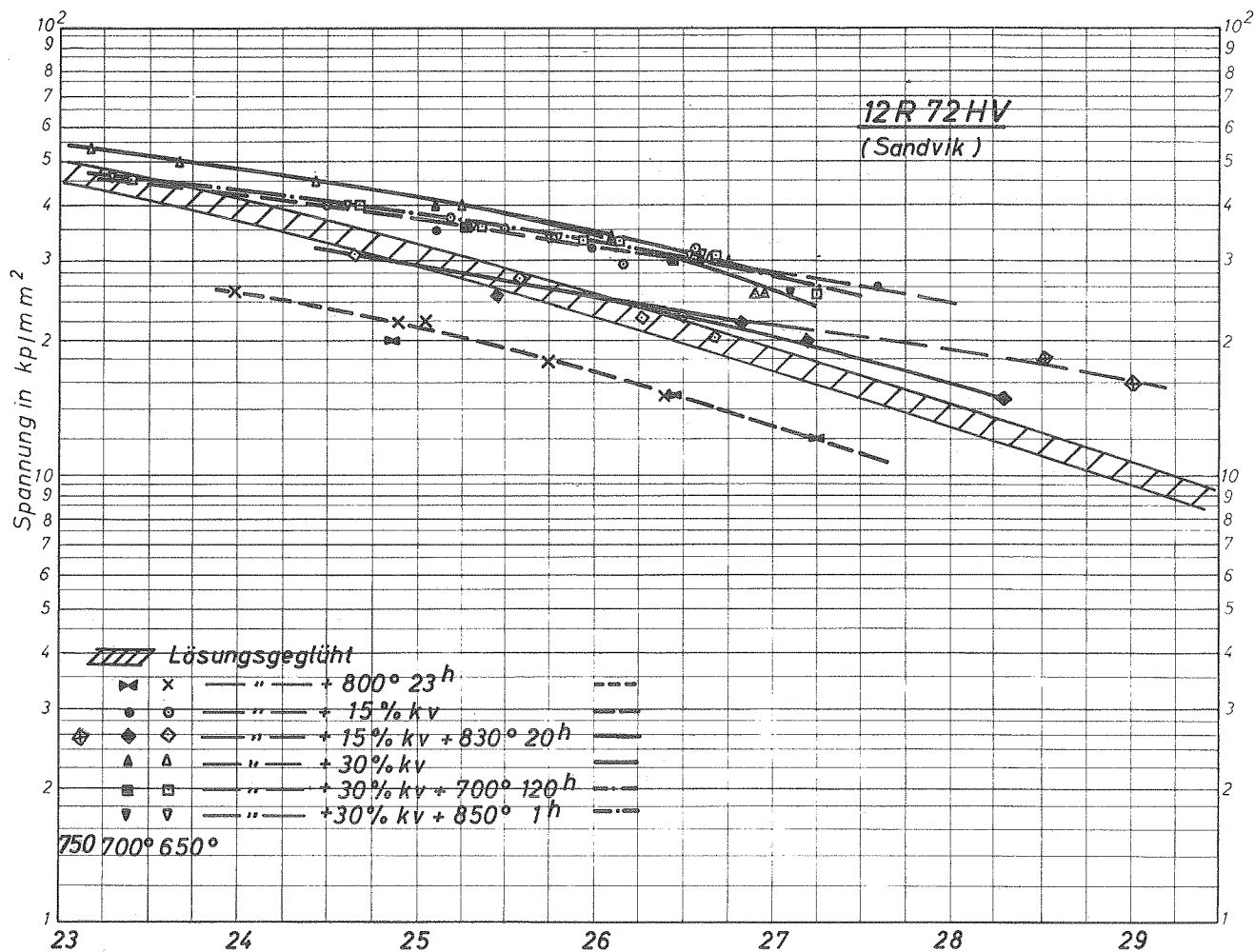


Bild 16: Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)



$$P = T_0 K (25 + \log t_B) 10^{-3}$$

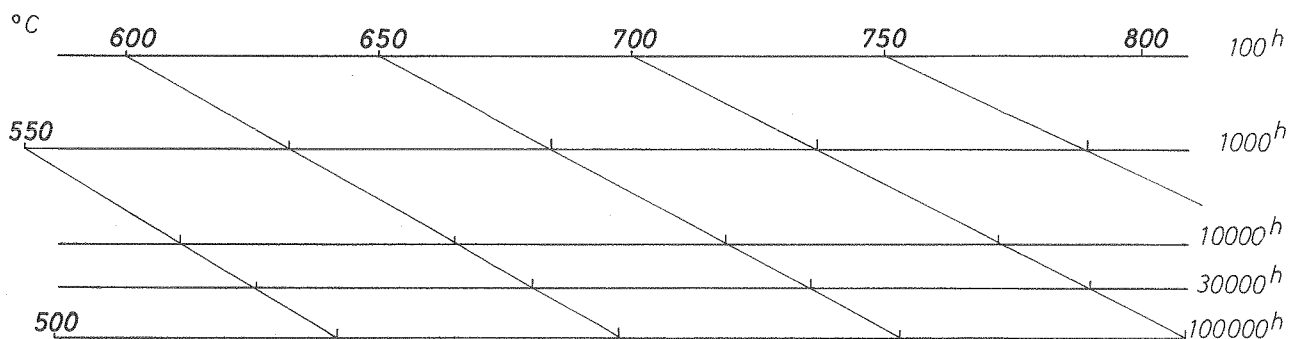


Bild 17 : Zeitstand - Hauptkurve
(Larson - Miller - Parameter)

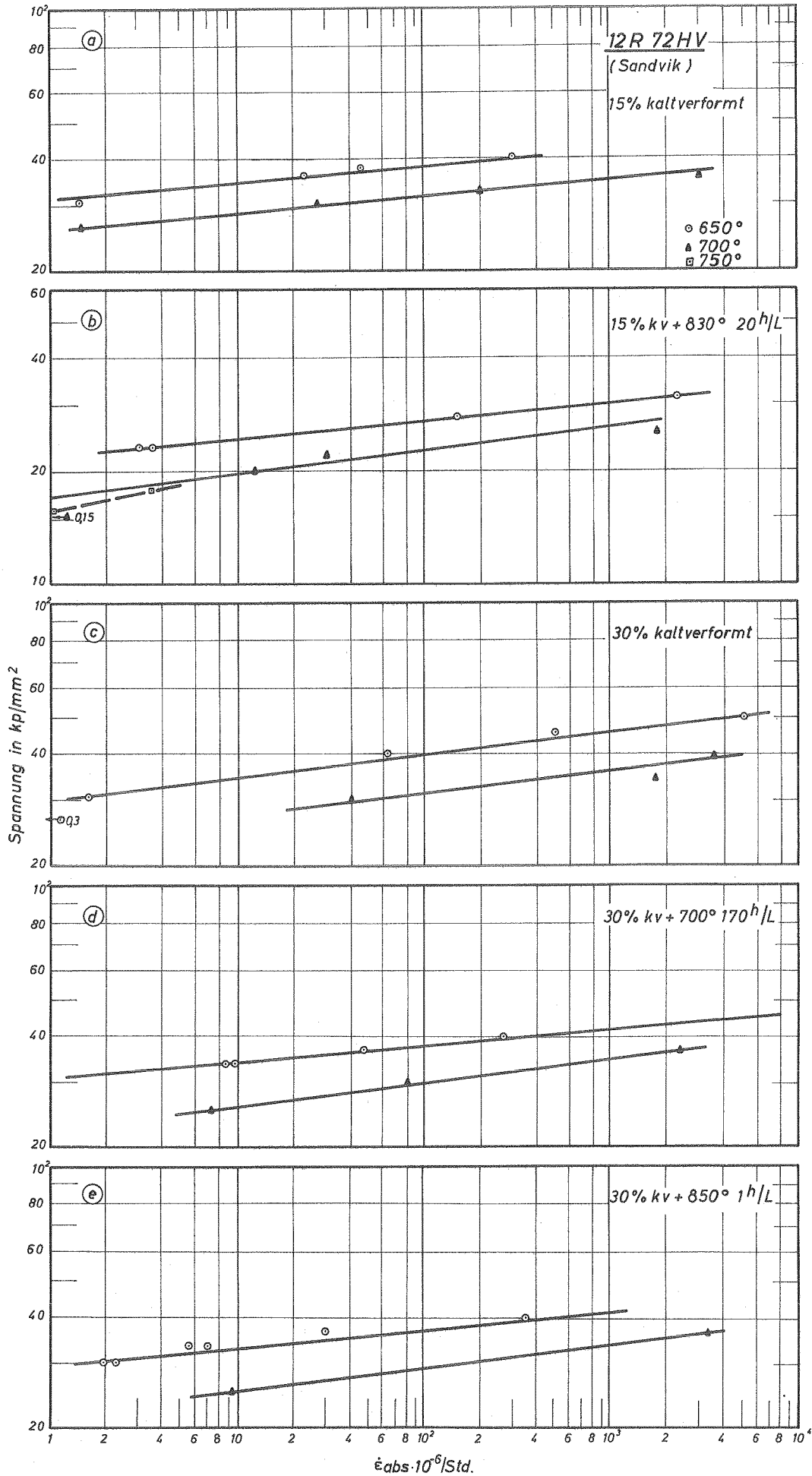


Bild 18: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung

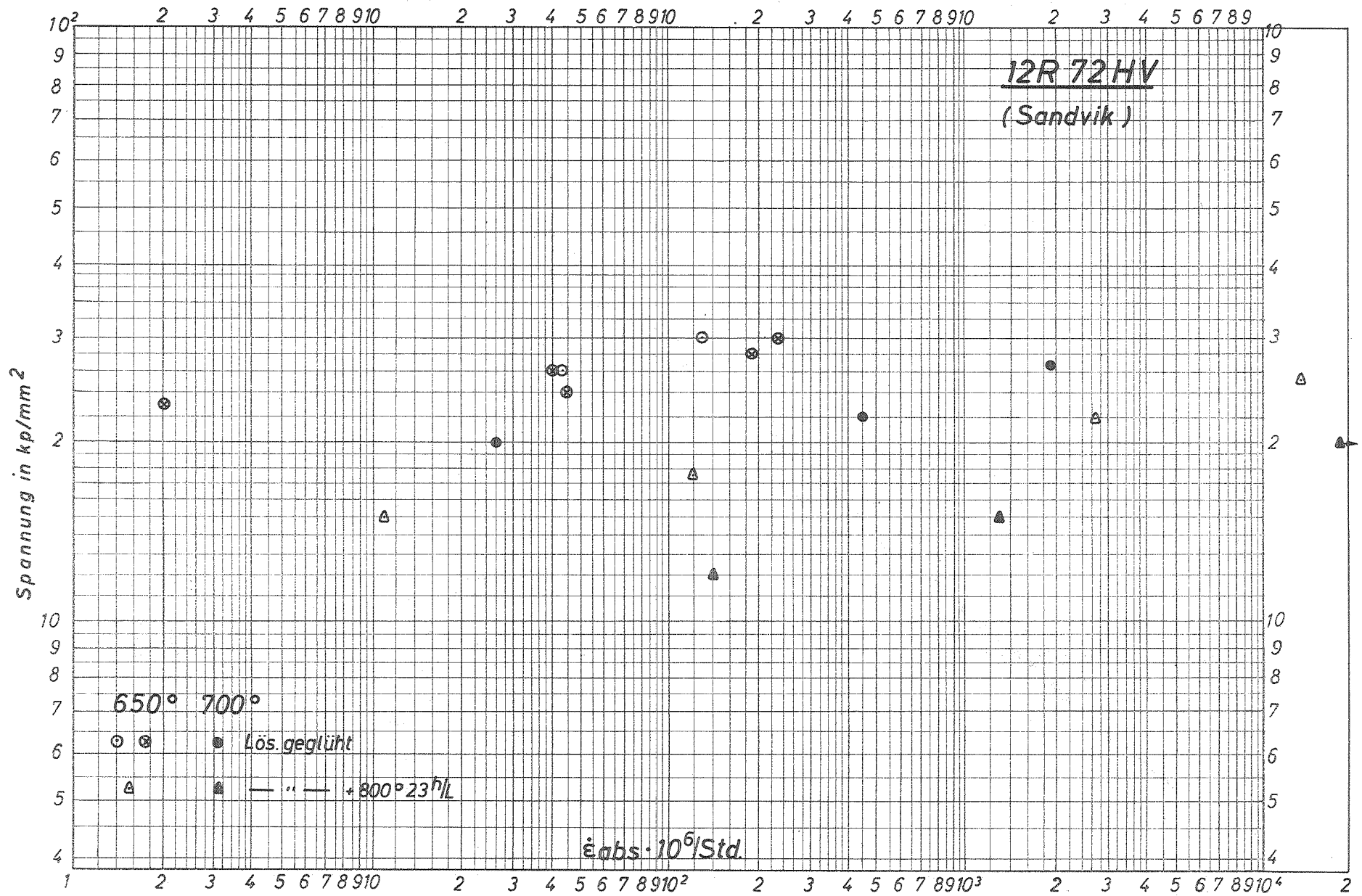


Bild 19: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung

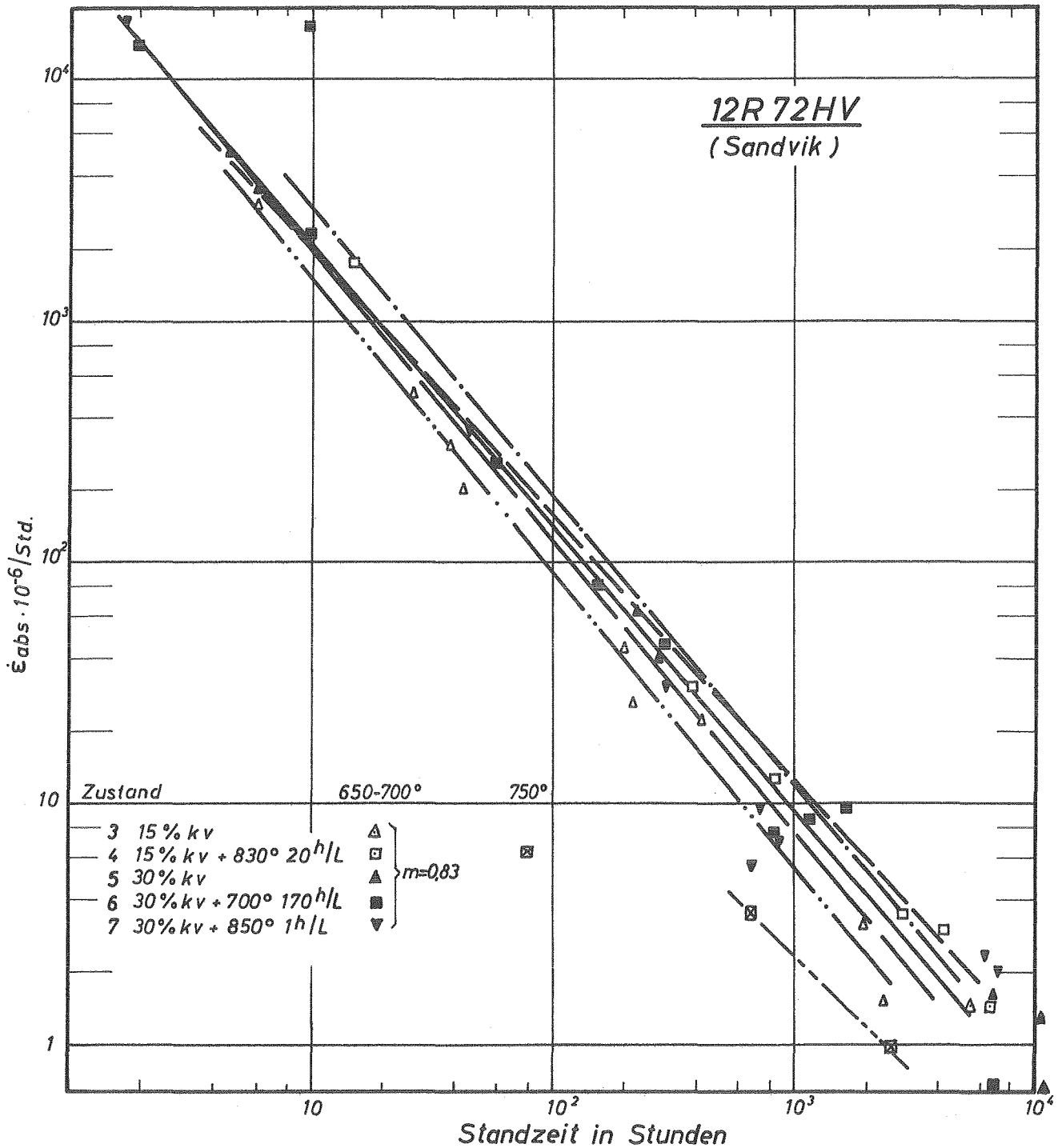
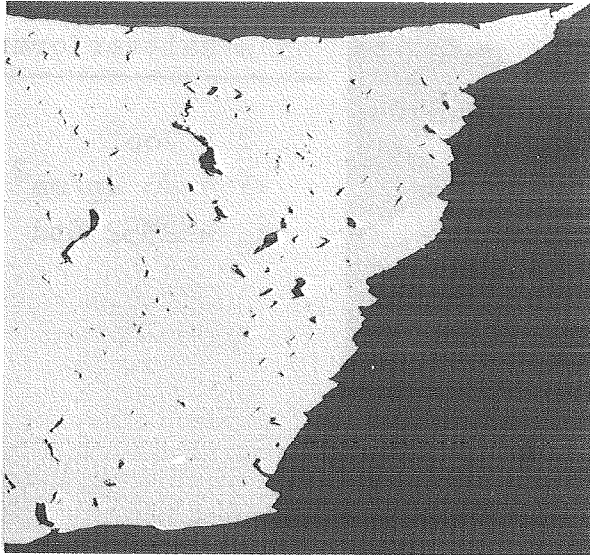


Bild 20: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

12 R 72 HV

a

lösungsgeglüht

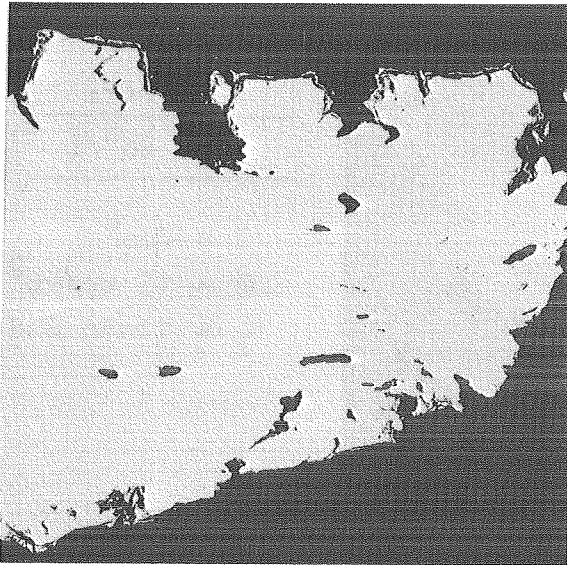
$$T = 550^{\circ}$$

$$\sigma = 45 \text{ kp/mm}^2$$

$$t_B = 1007 \text{ Std}$$

5777

b

lösungsgeglüht

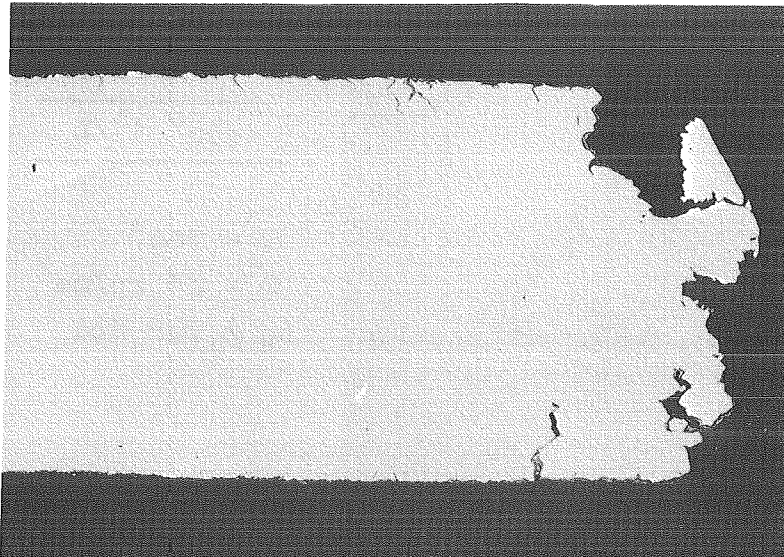
$$T = 800^{\circ}$$

$$\sigma = 10 \text{ kp/mm}^2$$

$$t_B = 358 \text{ Std}$$

5488

c

15 % kaltverformt+ 830°20^h/Luft

$$T = 750^{\circ}$$

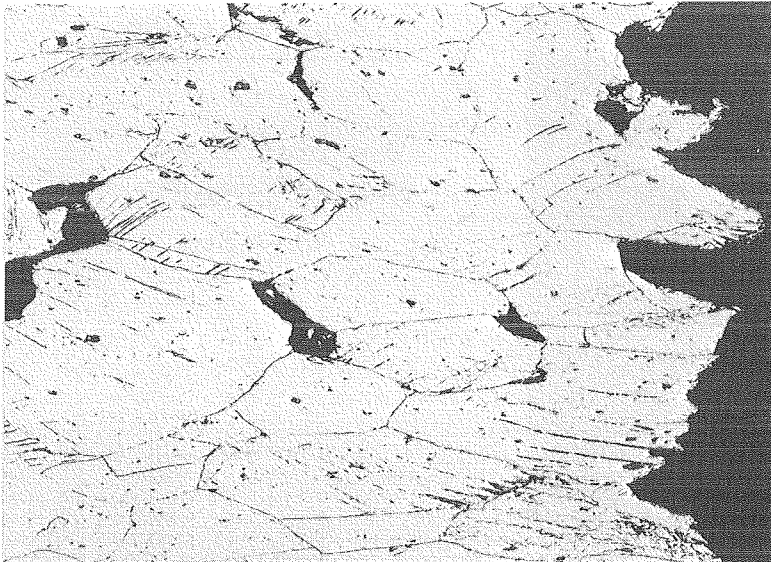
$$\sigma = 16 \text{ kp/mm}^2$$

$$t_B = 2456 \text{ Std}$$

9453

x15

15

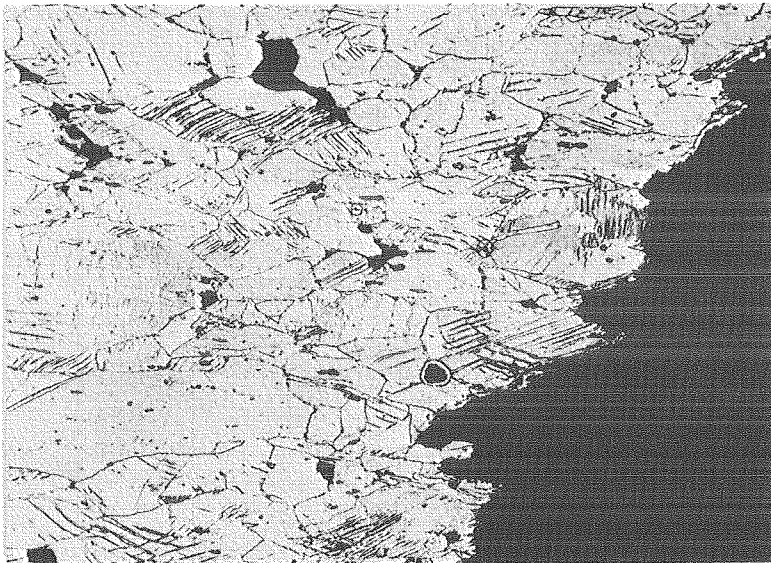


15 % kaltverformt

$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 26 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 2352 \text{ Std}$

8955 HV₃₀ = 220-223 x100

16



15 % k.v. +
830^o 20^h/L

$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 15 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 11030 \text{ Std}$

11574 HV₃₀ = 181-197 x100

17



30 % k.v. +
850^o 1^h/L

$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 25 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 708 \text{ Std}$

7785 HV₃₀ = 237-248 x500

12



15 % kaltverformt

+ 830° 20^h/Luft

T = 650°

σ = 20,3 kp/mm²

t_B = 6622 Std

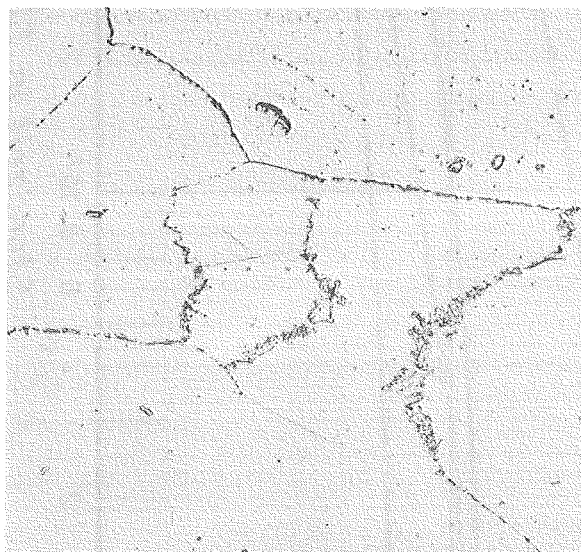
Kopf

9738

HV₃₀ = 212-214

x500

16



15 % kaltverformt

T = 700°

σ = 26 kp/mm²

t_B = 2352 Std

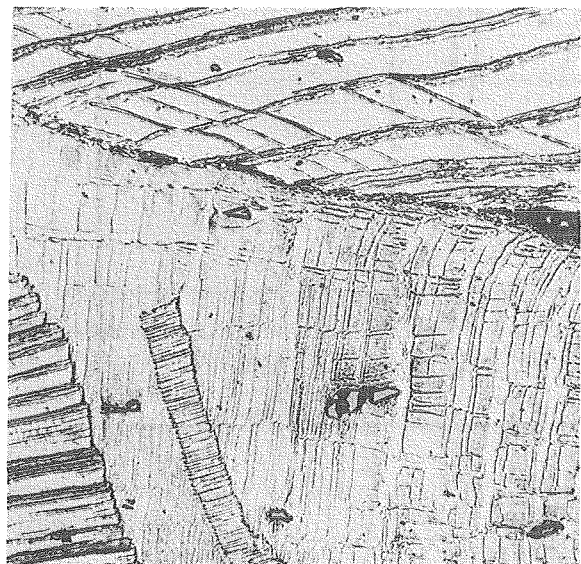
Kopf

8957

HV₃₀ = 227-232

x500

18



30 % k.v.+700° 120^h/Luft

T = 700°

σ = 30 kp/mm²

t_B = 152 Std

Bruch

6839

HV₃₀ =

x500

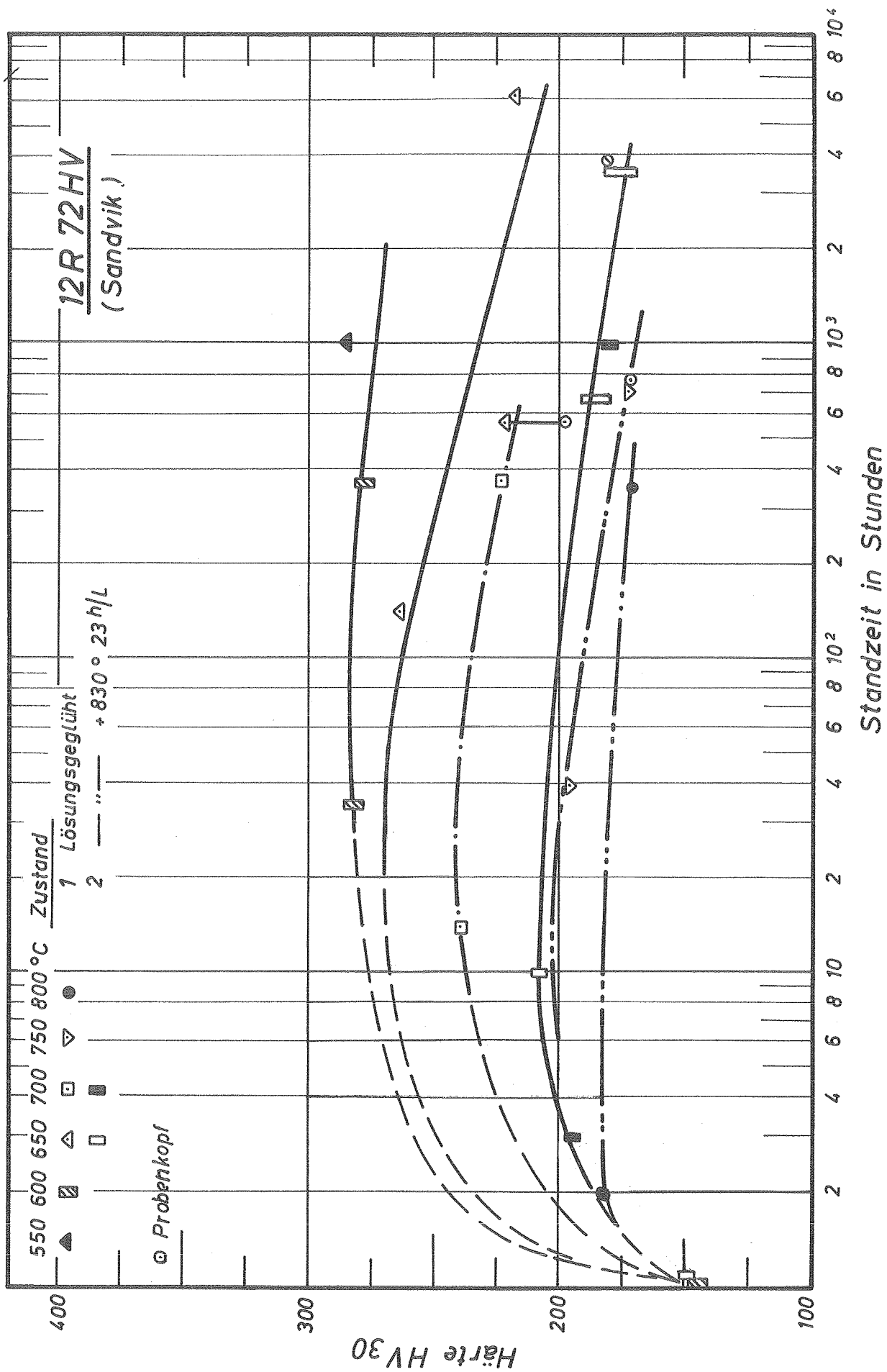


Bild 24: Härte in Abhängigkeit von der Standzeit

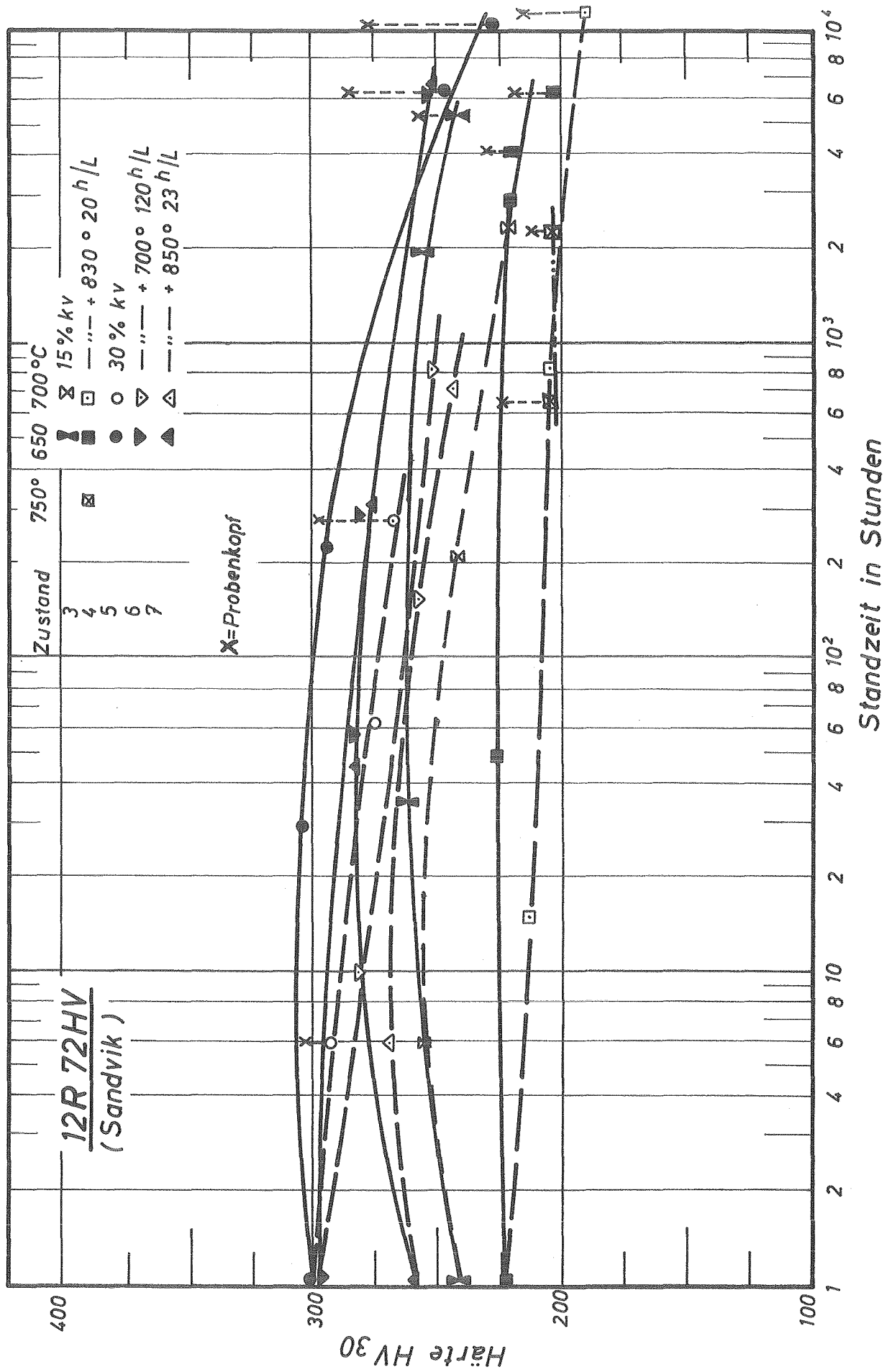


Bild 25: Härte in Abhängigkeit von der Standzeit

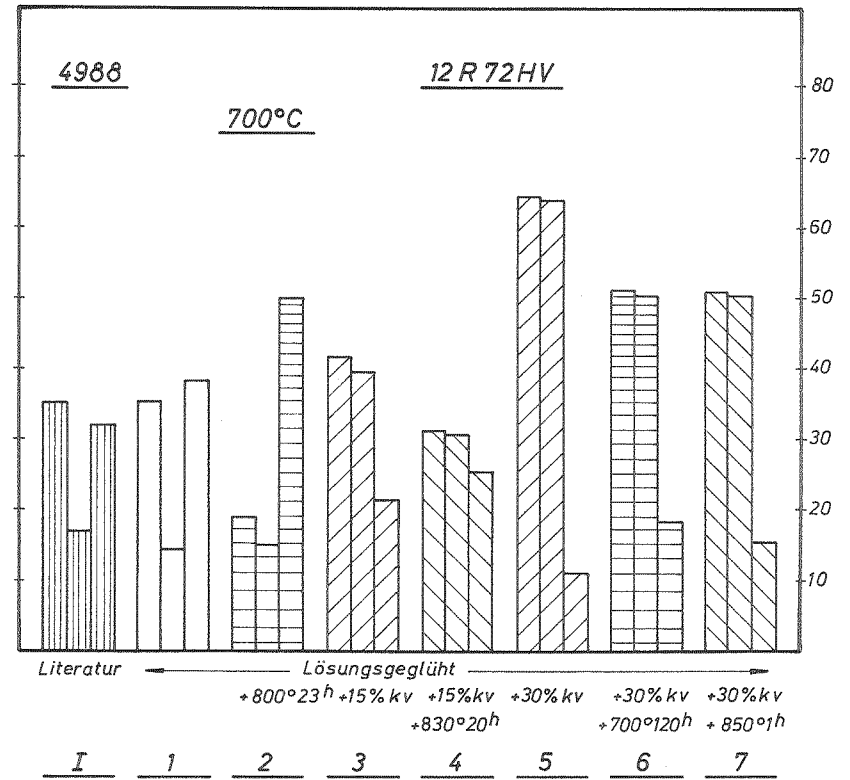
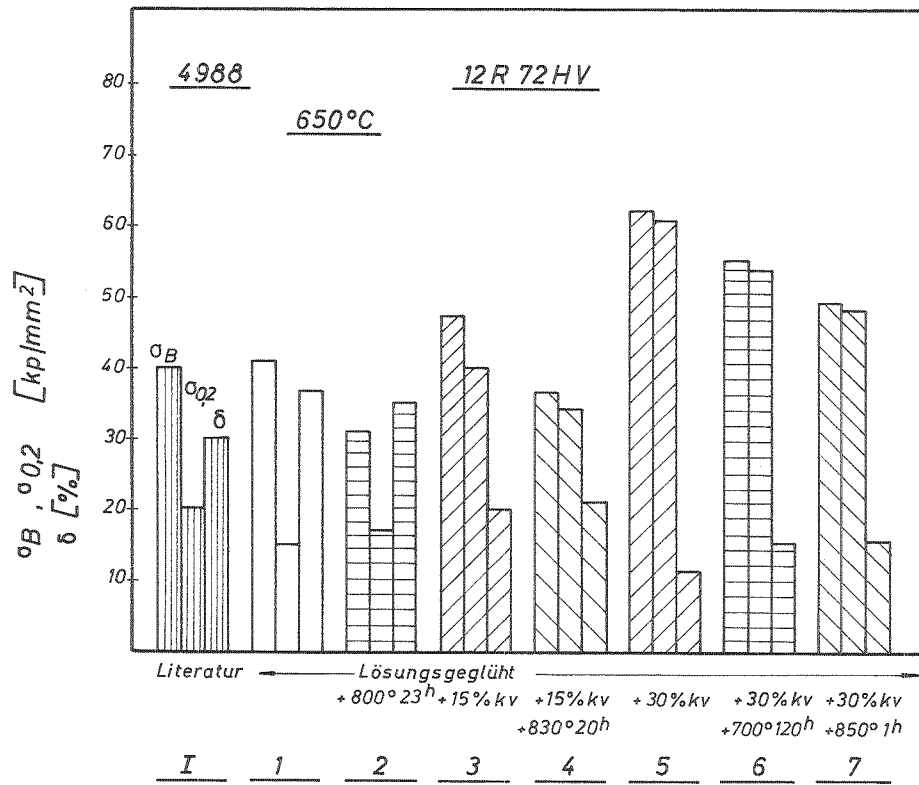


Bild 26: Einfluß des Vorbehandlungszustandes auf Zugfestigkeit, Streckgrenze u. Bruchdehnung

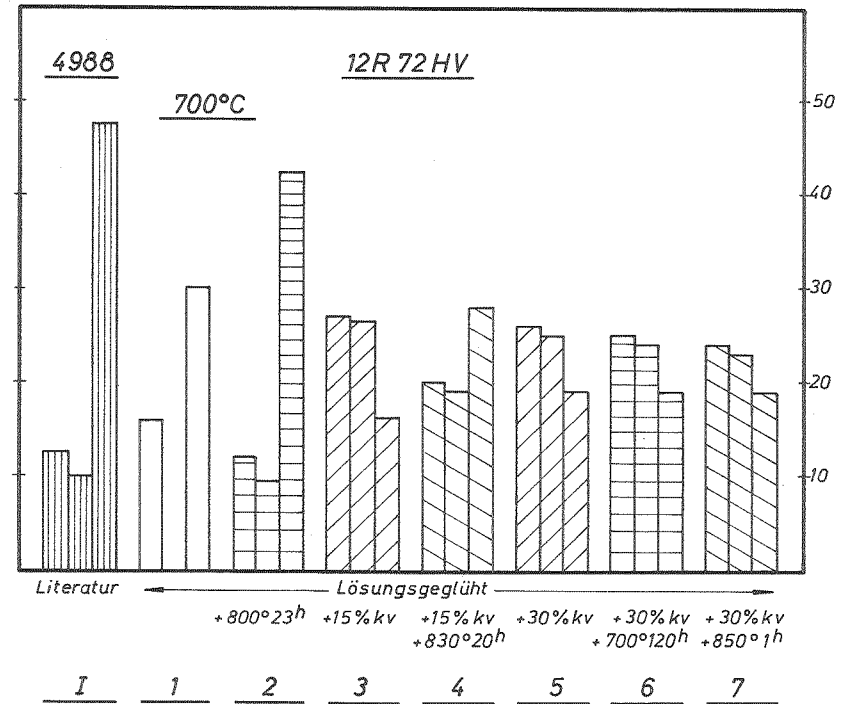
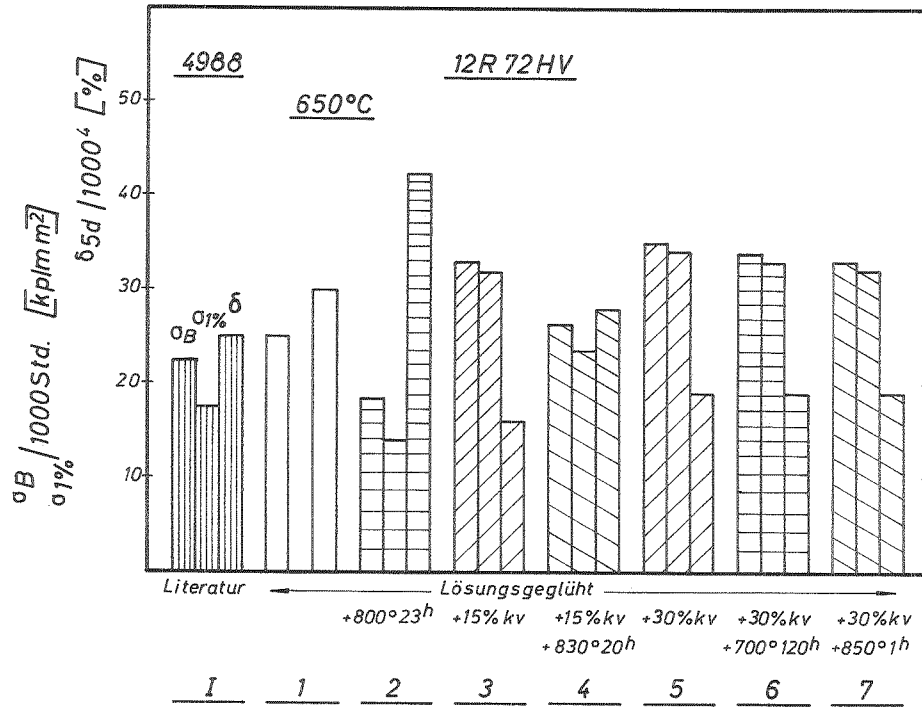


Bild 27: Einfluß des Vorbehandlungszustandes auf die 1000^h-Zeitstandfestigkeit, 1% Zeit-Dehngrenze und Zeitstandbruchdehnung

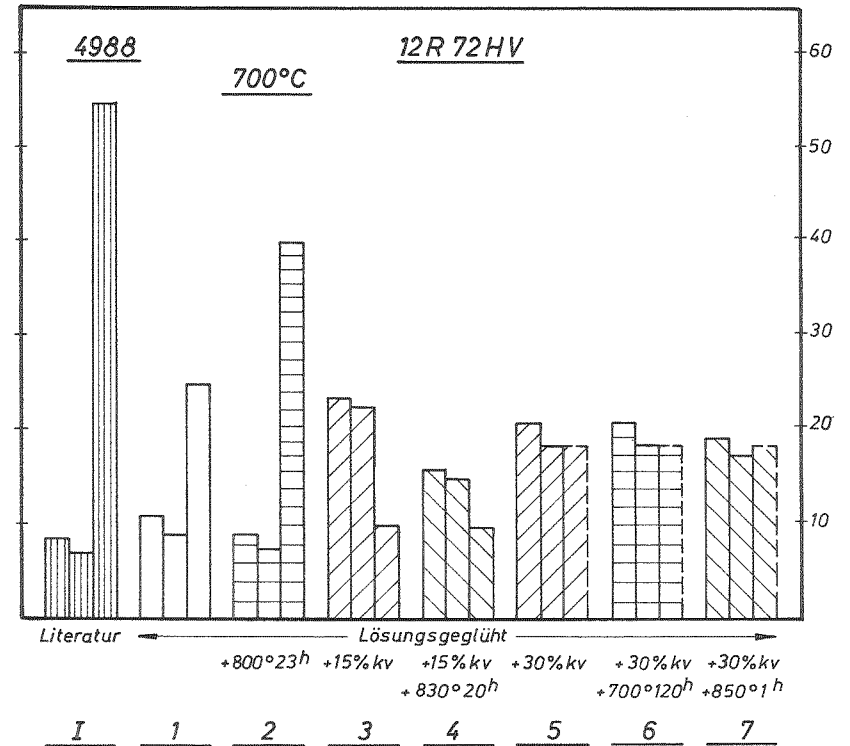
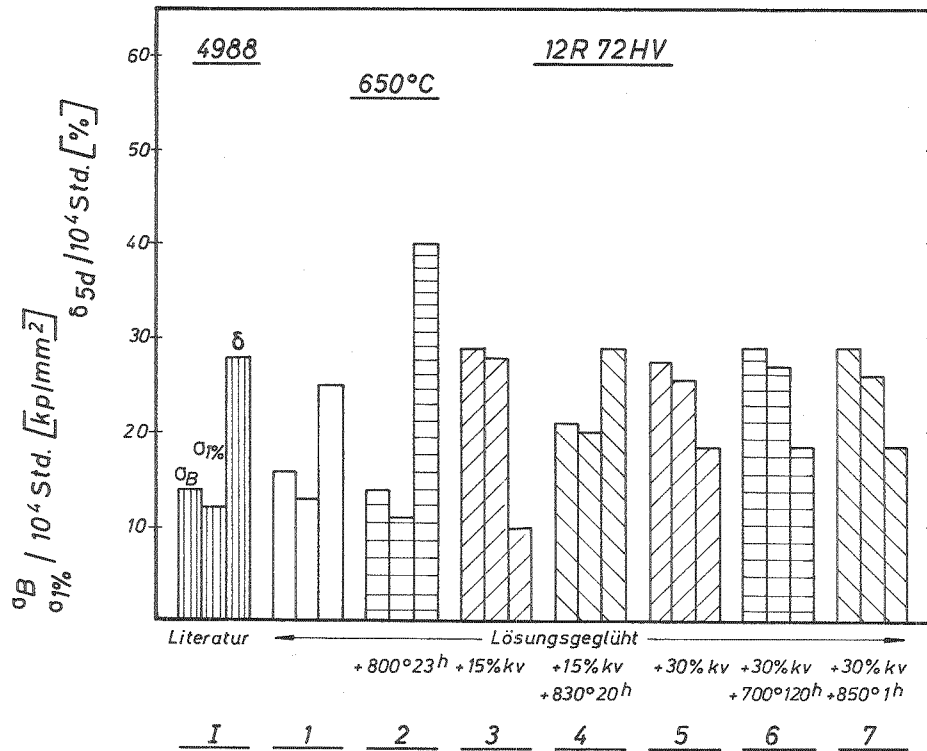


Bild 28: Einfluß des Vorbehandlungszustandes auf die 10000h-Zeitstandfestigkeit, 1% Zeit-Dehngrenze und Zeitstandbruchdehnung