

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

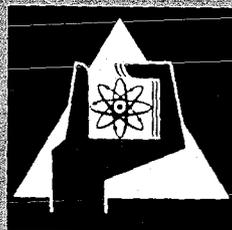
Dezember 1971

KFK 1512

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung
X8CrNiMoNb 1616
in verschiedenen Vorbehandlungszuständen

H. Böhm, M. Schirra, R. Solano, R. Garcia



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

Dezember 1971

KFK - 1512

Institut für Material- und Festkörperforschung

Projekt Schneller Brüter

Das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung
X 8 Cr Ni Mo Nb 1616
in verschiedenen Vorbehandlungszuständen

H. Böhm

M. Schirra

R. Solano +)

R. Garcia +)

+) Junta de Energia Nuclear, Spanien. Diese Arbeit wurde im Rahmen der Zusammenarbeit auf dem Gebiet der Kernforschung zwischen der Gesellschaft für Kernforschung mbH und der Junta de Energia Nuclear durchgeführt.

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe

QUESTION 1

1. The following table shows the results of a survey of 100 people. The table shows the number of people who chose each option for each of the three categories.

Category	Option 1	Option 2	Option 3
A	15	25	10
B	20	15	15
C	10	10	15

2. The following table shows the results of a survey of 100 people. The table shows the number of people who chose each option for each of the three categories.

Category	Option 1	Option 2	Option 3
A	15	25	10
B	20	15	15
C	10	10	15

3. The following table shows the results of a survey of 100 people. The table shows the number of people who chose each option for each of the three categories.

Category	Option 1	Option 2	Option 3
A	15	25	10
B	20	15	15
C	10	10	15

4. The following table shows the results of a survey of 100 people. The table shows the number of people who chose each option for each of the three categories.

Category	Option 1	Option 2	Option 3
A	15	25	10
B	20	15	15
C	10	10	15

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. Kriechparameter
 - 4.2.5 Extrapolationsmöglichkeiten
 - 4.3. Metallographische Untersuchungen
 - 4.4. Härtemessungen
5. Diskussion und Versuchsergebnisse

2017-2018

2017-2018

Introduction	1
1.1. Introduction	1
1.2. Introduction	1
1.3. Introduction	1
1.4. Introduction	1
1.5. Introduction	1
1.6. Introduction	1
1.7. Introduction	1
1.8. Introduction	1
1.9. Introduction	1
1.10. Introduction	1
1.11. Introduction	1
1.12. Introduction	1
1.13. Introduction	1
1.14. Introduction	1
1.15. Introduction	1
1.16. Introduction	1
1.17. Introduction	1
1.18. Introduction	1
1.19. Introduction	1
1.20. Introduction	1
1.21. Introduction	1
1.22. Introduction	1
1.23. Introduction	1
1.24. Introduction	1
1.25. Introduction	1
1.26. Introduction	1
1.27. Introduction	1
1.28. Introduction	1
1.29. Introduction	1
1.30. Introduction	1
1.31. Introduction	1
1.32. Introduction	1
1.33. Introduction	1
1.34. Introduction	1
1.35. Introduction	1
1.36. Introduction	1
1.37. Introduction	1
1.38. Introduction	1
1.39. Introduction	1
1.40. Introduction	1
1.41. Introduction	1
1.42. Introduction	1
1.43. Introduction	1
1.44. Introduction	1
1.45. Introduction	1
1.46. Introduction	1
1.47. Introduction	1
1.48. Introduction	1
1.49. Introduction	1
1.50. Introduction	1
1.51. Introduction	1
1.52. Introduction	1
1.53. Introduction	1
1.54. Introduction	1
1.55. Introduction	1
1.56. Introduction	1
1.57. Introduction	1
1.58. Introduction	1
1.59. Introduction	1
1.60. Introduction	1
1.61. Introduction	1
1.62. Introduction	1
1.63. Introduction	1
1.64. Introduction	1
1.65. Introduction	1
1.66. Introduction	1
1.67. Introduction	1
1.68. Introduction	1
1.69. Introduction	1
1.70. Introduction	1
1.71. Introduction	1
1.72. Introduction	1
1.73. Introduction	1
1.74. Introduction	1
1.75. Introduction	1
1.76. Introduction	1
1.77. Introduction	1
1.78. Introduction	1
1.79. Introduction	1
1.80. Introduction	1
1.81. Introduction	1
1.82. Introduction	1
1.83. Introduction	1
1.84. Introduction	1
1.85. Introduction	1
1.86. Introduction	1
1.87. Introduction	1
1.88. Introduction	1
1.89. Introduction	1
1.90. Introduction	1
1.91. Introduction	1
1.92. Introduction	1
1.93. Introduction	1
1.94. Introduction	1
1.95. Introduction	1
1.96. Introduction	1
1.97. Introduction	1
1.98. Introduction	1
1.99. Introduction	1
2.00. Introduction	1

Übersicht

Der Werkstoff X8CrNiMoNb 1616 (Werkstoff-Nr. 1.4981) wurde in 5 verschiedenen Zuständen im Temperaturbereich von 600-800°C untersucht, um den Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlungen auf das Zeitstand- und Kriechverhalten zu studieren. Ausgehend vom handelsüblichen lösungsgeglühten Zustand zeigt es sich, daß eine Auslagerung bei 700° bzw. 800°C (Zustand II und III) das Zeitstandverhalten nicht nennenswert beeinflußt. Dagegen führt eine Kaltverformung von $\approx 12\%$ (Zustand IV) und Kaltverformung mit anschließender Glühung bei 800°C (Zustand V) zu einer nennenswerten Verbesserung der Zeitstandfestigkeits- und Kriecheigenschaften, die bis zu Temperaturen von 700°C und Zeiten $> 10^4$ Std. weitgehend erhalten bleibt. Die Einbuße an Duktilität ist verhältnismäßig klein. Wesentliches Kriterium ist die Matrixverfestigung durch die Kaltverformung, d.h. eine erhebliche Erhöhung der Warmstreckgrenze. Diesem Punkt ist im Zusammenhang mit der Auslegung der Brennelement-Hülle besondere Bedeutung beizumessen. Die für Auslegungsrechnungen wichtigen Kriechdaten sind für die 5 Zustände und alle Prüftemperaturen über einen weiten Spannungsbereich erfaßt worden. Die metallographischen Untersuchungen gaben Aufschluß über Ribbildung, Bruchverhalten und Gefügeänderungen.

Abstract

In order to study the influence of different thermo-mechanical treatments upon the creep behaviour and time to rupture of stainless steel X8 CrNiMoNb 1616 (DIN 1.4981) samples of five different pretreatments were investigated in the temperature range 600-800°C. Starting with solution treated material (as obtained from the manufacturers) it was found, that annealing at 700°C resp. 800°C (Treatment II and III) did not materially affect time to rupture. On the other hand time to rupture and creep behaviour were greatly improved by 12% cold-work (Treatment IV) and by cold-work and annealing at 800°C (Treatment V). This improvement were preserved for temperatures up to 700°C and times up to $> 10^4$ hours. The loss of ductility is relatively small. The main effect of treatments IV and V is strengthening of the matrix via cold-work, i.e. the yield point at high temperature is raised. This is an important point to consider for designing fuel element cladding. For this purpose the most important creep data for pretreatments I-V are given for all tests temperatures and a wide range of stresses. The metallographic investigations gave insight into crack formation, fracture and changes in the grain structure.

1. Einleitung

Im Rahmen der deutsch-spanischen Zusammenarbeit zwischen der Junta de Energía Nuclear und der Gesellschaft für Kernforschung werden seit 1969 gemeinsam Zeitstand- und Kriechversuche an einem 16/16 CrNi-Stahl mit der deutschen Werkstoff-Nr. 1.4981 durchgeführt. Dieser austenitische Stahl ist z.Zt. einer der aussichtsreichsten Werkstoffe für Schnell-Brüter-Brennelementhüllrohre. Bei allen für die Auslegung wichtigen Bestrahlungsexperimenten in den Reaktoren FR2, BR2, DIDO und DFR sind Proben dieser Legierung eingesetzt.

Dieser Stahl wird im konventionellen Kraftwerksbau für Anwendungstemperaturen von 580-750°C in starkem Maße verwendet. Die Entwicklung basiert auf den 16/13 CrNi-Stählen, die allerdings bei diesen Einsatztemperaturen zur Bildung der σ -Phase neigen. Aus diesem Grunde wurde der Nickel-Gehalt auf rund 16% erhöht mit einem auf 1,6% bis 2% begrenzten Molybdängehalt¹⁾, sodaß die Ausscheidung der σ -Phase unterdrückt wird. Entsprechend seiner umfangreichen Verwendung liegen in der Literatur zahlreiche Arbeiten vor, die sich sowohl mit dem Festigkeitsverhalten als auch mit dem Ausscheidungsverhalten bei der Variation verschiedener Legierungselemente beschäftigen. Vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute²⁾ sind in einem Atlas die Ergebnisse von Zeitstandversuchen deutscher Stahlhersteller an 35 verschiedenen Schmelzen zusammengestellt worden, auf denen auch das gültige Stahl-Eisen-Werkstoffblatt basiert³⁾. Die Zusammenstellung umfaßt Zeitstandfestigkeitswerte, Zeitdehngrenzen und Werte für Bruchdehnung und -einschnürung für Temperaturen von 600-800°C. Angaben über das Kriechverhalten fehlen. Die untersuchten Schmelzen waren alle Bor-frei.

Der Einfluß von Bor auf die Eigenschaften dieses Stahles wurde sehr ausführlich in einer Arbeit von K. Bungardt und G. Lennartz⁴⁾ untersucht, in der auch der Stabilisierungsgrad variiert wurde. Speziell über den Einfluß des Stabilisierungsverhältnisses berichteten W. Ruttman u.a.⁵⁾. Die Wirkung weiterer Legierungselemente wie z.B. Kohlenstoff, Stickstoff usw. ist Gegenstand weiterer Arbeiten an dieser Legierung⁶⁻¹⁰⁾. Der Einfluß der Korngröße^{11,12)} auf das Zeitstandfestigkeitsverhalten ist nicht sehr ausgeprägt. Das Ausscheidungsverhalten unter isothermen Bedingungen bis zu 5000 Std. ist eingehend von H. Schönfeld u. a. untersucht worden¹³⁾.

Der Einsatz dieses Stahles erfolgt durchweg im lösungsgeglühten Zustand (1050-1100°C/Luft oder Wasser). Nach dieser Behandlung liegt ein vollauster-

nitisches Gefüge mit Niobkarbonitriden vor. Wie eigene Untersuchungen an austenitischen 16/13 CrNi- und 15/15 CrNi-Stählen¹⁴⁾ bisher bestätigt haben, ist es möglich, durch mechanisch-thermische Vorbehandlung die mechanischen Eigenschaften teilweise in weiten Bereichen zu variieren.

Für das gemeinsame Versuchsprogramm wurden fünf verschiedene Ausgangszustände für die Legierung X8CrNiMoNb 1616 gewählt:

- Zustand I = lösungsgeglüht
- " II = " " + 700°C 170 h/Luft
- " III = " " + 800°C 23 h/Luft
- " IV = " " + 12% kaltverformt
- " V = " " + 12% kaltverf. + 800°C 23h/Luft

Der Zustand I ist der von den Herstellern angegebene für diese Legierung allgemein übliche Zustand. Die Auslagerung bei 700°C über 170 Stunden (Zustand II) sollte die Bildung von vielen kleineren Ausscheidungen vor dem Zeitstandversuch vorwegnehmen und stellt auch eine Verbindung zu einem älteren Bestrahlungsexperiment her. Eine kürzere Auslagerung bei 800°C (Zustand III) führt dagegen zu gröberer Ausscheidungen. Durch eine 10-15%ige Kaltverformung (Zustand IV) wird die Matrix verfestigt und demzufolge die Streckgrenze des Materials erhöht. Zudem entspricht eine solche Kaltverformung in etwa dem Richtzug bei der Hüllrohrherstellung. Eine nachfolgende Auslagerung bei 800°C 23h (Zustand V) bewirkt einmal die Bildung von Ausscheidungen und zum anderen eine Erhöhung der Duktilität infolge von Erholungsvorgängen. Die Zustände IV und V sind auch bei einigen Bestrahlungsexperimenten eingesetzt.

Von den 5 Zuständen wurden die Zustände I-III-V in den Anlagen der Division de Metalurgia und die Zustände II und IV in den Anlagen des IMF untersucht.

2. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial wurde von den Gußstahlwerken Witten unter der Handelsbezeichnung DA 1616 als 14 mm Ø Stangenmaterial im lösungsgeglühten Zustand angeliefert. Die chemische Zusammensetzung der gelieferten Charge 15621 ist in Tabelle 1 wiedergegeben; und zwar sowohl die Werte der Lieferfirma als

auch die im IMF ermittelten. Sie liegen durchweg im Rahmen der Richtanalyse. Die Gehalte an Ta/Nb zeigen, daß die Schmelze vollstabilisiert ist. Ferner ist auch die Analysenspanne von 35 Schmelzen angegeben, die vom VDEH im Rahmen der Gemeinschaftsarbeit untersucht wurden²⁾. Zu erwähnen ist, daß es sich bei den vom VDEH und der von uns untersuchten Schmelze um borfreie Chargen handelt, während in vielen Fällen den hochwarmfesten austenitischen Stählen \approx 50 ppm Bor zulegiert wird, um die Verarbeitbarkeit und das Zeitstandverhalten zu verbessern.

Das Gefüge der 5 untersuchten Zustände ist in den Bildtafeln 1 und 2 wiedergegeben. Die Korngröße liegt bei 20-50 μ m. Zwar sind im Bild 1a noch einzelne Bereiche ohne klare Korngrenzen erkennbar, jedoch durch die Auslagerung bei 700°C (1b) und 800°C (1c) kommen auch in diesen Bereichen die Körner deutlich hervor. Die Auslagerung bewirkt eine etwas stärkere Belegung der Korngrenzen, wie die Bilder 2a-e zeigen. Unverändert bleibt die Härte, wie das Diagramm im Bild 2 zeigt. Erst die Kaltverformung erhöht die Härte. Die nachfolgende Glühung führt zu der erwarteten leichten Entfestigung.

3. Versuchsdurchführung

Die von allen Zuständen durchgeführten Zugversuche wurden auf einer elektronischen 5 to-Spindelmaschine mit mechanischem Antrieb gefahren. Die Verformungsgeschwindigkeit betrug 1%/min. Sowohl für die Zug- als auch für die Zeitstandversuche wurden Gewindekopfproben der Abmessung \emptyset 8 x 50 mm ($d_0 \times l_0$) verwendet. Die Zeitstandversuche wurden sowohl von der Division de Metalurgia als auch im IMF in Einprobenprüfständen der Bauart Mohr & Federhaff in Normalatmosphäre durchgeführt. Einzelversuche im IMF wurden aus Kapazitätsgründen auch im Vakuum gefahren, jedoch ist das ohne Einfluß auf die Meßergebnisse. Die Dehnung während des Versuchs wurde in den Anlagen des IMF mit induktiven Wegaufnehmern erfaßt und registriert. Dagegen sind die Anlagen der Division de Metalurgia mit Doppelmeßuhren bestückt, die die Dehnung über Quarzstäbe anzeigen. Die Versuchstemperatur wird mit drei über die Meßlänge verteilten 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 dem Zustand I (Lösungsgeglüht) wurden Zugversuche im Temperaturbereich von 600–800°C und von den übrigen Zuständen jeweils bei 650°C und 700°C durchgeführt (Bild 3). Die Zugfestigkeit des lösungsgeglühten Zustandes nimmt mit steigender Prüftemperatur von 40 kp/mm² bei 600°C gleichmäßig ab bis 13 kp/mm² bei 800°C. Eine 12%ige Kaltverformung erhöht die Zugfestigkeit durchweg um 8 kp/mm² zwischen 650°C und 700°C. Einen geringen Einfluß haben dagegen die Vorbehandlungen der Zustände II, III und V auf die Zugfestigkeit. Dagegen liegen die Werte für die Warmstreckgrenze des kombinierten Zustandes V über den Werten der nur wärmebehandelten Zustände I–III, d.h. das Streckgrenzenverhältnis σ_s/σ_B ist besser geworden. Die Bruchdehnung liegt erwartungsgemäß bei den Zuständen niedrigerer Festigkeit bei hohen Werten. Der Abfall bei 700°C für den lösungsgeglühten Zustand scheint in dieser Stärke nicht ganz echt zu sein, obwohl die Werte der Zustände II und III ebenfalls kleiner werden. Die Duktilität des Zustandes IV ist durch die Kaltverformung entsprechend geringer.

4.2 Zeitstandversuche

4.2.1 Zeitstandfestigkeit

Die aufgenommenen Zeitstandfestigkeitskurven sind in den Bildern 4–8 dargestellt. Die erreichten Standzeiten sind in Abhängigkeit von der angelegten Spannung eingetragen, und zwar geordnet nach den einzelnen Vorbehandlungszuständen, so daß aus dieser Darstellung der Einfluß der Prüftemperatur ersichtlich ist. Vom Zustand V (Bild 8) laufen noch zwei Langzeitversuche; nach deren Beendigung kann dann die Zeitstandfestigkeitskurve für 600°C und 700°C bis 10⁴ Std. Standzeit fixiert werden.

Um den Einfluß der Vorbehandlung klarer zu erkennen, sind im Bild 9 in den Teilbildern a–e die Zeitstandkurven für jede Prüftemperatur zusammengefaßt. Die höchsten Zeitstandfestigkeitswerte werden durch den 12% kaltverformten Zustand erreicht. Ab 750°C deutet sich für diesen Zustand ein stärkerer Abfall der Zeitstandkurve an für Standzeiten >10³ Std., der dadurch bestätigt wird, daß bei 800°C Prüftemperatur die Zeitstandwerte für $\sigma_B/10^3$ Std. gleich denen des nur lösungsgeglühten Zustandes sind. Bis 650°C werden von dem Zustand V (kaltverformt + ausgelagert) noch Werte erreicht, die knapp unter

denen des nur kaltverformten Zustandes liegen und besser sind als die der Zustände I-III. Jedoch ab 700°C bestehen keine wesentlichen Unterschiede mehr zwischen den Zuständen I-III und V. Für 600-700°C sind noch Literaturwerte angegeben, wie sie von Stahlherstellern für den handelsüblichen lösungsgeglühten Zustand gültig sind. Auf einen Vergleich mit den vom VDEH zusammengestellten Werten²⁾ wird im Rahmen der Diskussion eingegangen.

4.2.2 Zeit-Dehngrenzen

Für die Konstruktion und den praktischen Einsatz ist nicht die Zeit bis zum Bruch, sondern nur die Zeit bis zum Erreichen eines bestimmten Dehnbetrages von Bedeutung. Während der Zeitstandversuche wurde die Längenänderung kontinuierlich gemessen, sodaß die verschiedenen Dehngrenzen sicher erfaßt werden konnten. In den Bildern 10-14 sind, geordnet nach Vorbehandlungszuständen, die Werte 0,2%, 1% und 2% Dehnung eingezeichnet. Der Übersichtlichkeit halber sind lediglich die Werte für 1% Dehnung durch eine Kurve miteinander verbunden. Der Einfluß der Prüftemperatur und der Vorbehandlung spiegelt sich wider in dem zeitlichen Abstand zwischen Zeit-Dehngrenzen-Kurve und Zeitstandfestigkeitskurve. Dies läßt sich auch durch das Verhältnis Zeit-Dehngrenze zu Zeitstandfestigkeit ausdrücken, bezogen auf eine bestimmte Standzeit. In Bild 15 ist für 10² und 10³ Stunden Standzeit das Verhältnis 1%-Zeit-Dehngrenze zu Zeitstandfestigkeit für die untersuchten Zustände in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen. Es ist klar erkennbar, daß die Zustände IV (kaltverformt) und V (kaltverformt + geglüht) bis zu 700°C ein wesentlich günstigeres Verhältnis Dehngrenze zu Zeitstandfestigkeit aufweisen, als die nur thermisch vorbehandelten Zustände I-III. Erst ab 750°C ist der Unterschied nicht mehr so ausgeprägt. Die angegebenen Zeit-Dehngrenzenwerte berücksichtigen, auch nach DIN, nur den Kriechbetrag. Nicht berücksichtigt ist die Belastungsdehnung ϵ_{Bel} . Die Werte für ϵ_{Bel} sind gering, solange die Streckgrenze nicht erreicht bzw. überschritten ist und sind abhängig vom E-Modul. Für die Legierung X8CrNiMoNb 1616 liegt der E-Modul für RT bei rund 20.000 kp/mm² und für 700°C bei rund 15.000 kp/mm². Eine sich daraus ergebende Konsequenz für die Auslegungsgrenze des Brennelement-Hüllrohres wird bei Diskussion der Versuchsergebnisse noch behandelt.

4.2.3 Bruchdehnung und -einschnürung

Die Bruchdehnung ($\delta 5d$) nach dem Zeitstandversuch ist in den Diagrammen 16-20 in Abhängigkeit von der Standzeit eingezeichnet. Für jede Prüftemperatur wür-

den die Werte der verschiedenen Vorbehandlungszustände in einem Bild zusammengefaßt, sodaß auch der Einfluß der Vorbehandlung ersichtlich ist. Trotz einiger Streuungen, die bei dieser Größe immer wieder auftreten, kann festgestellt werden, daß mit zunehmender Standzeit bis 750°C die Werte nur geringfügig abnehmen. Erst bei Temperaturen ab 750°C zeigen alle Zustände, außer dem nur kaltverformten Zustand, eine etwas stärkere Abnahme bei Standzeiten $>10^3$ Std. Der Einfluß der Prüftemperatur geht dagegen etwas besser aus der Darstellung im Bild 21 hervor. Für den nur kaltverformten Zustand IV werden ziemlich unabhängig von der Prüftemperatur bei 10^3 Std. Standzeit Werte zwischen 10-15% gefunden.

Die Werte für die Brucheinschnürung, die ein wesentliches Kriterium für das Verformungsvermögen eines Werkstoffes sind, wurden in den Bildern 22-24, getrennt nach Prüftemperaturen, für die einzelnen Zustände, zusammengestellt. Allgemein kann gesagt werden, daß ab 650°C sowohl mit steigender Prüftemperatur als auch mit zunehmender Standzeit die Einschnürung abnimmt. Erwartungsgemäß wurden an dem nur kaltverformten Zustand die geringsten Werte gemessen.

4.2.4 Kriechparameter

Die Kenntnis der Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit ist für die Auslegung der Brennelementhülle von Bedeutung. Mit dem Norton'schen Kriechgesetz¹⁵⁾ der Form $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ läßt sich die Spannungsabhängigkeit allgemein gut beschreiben, wobei n und k dabei legierungs- und temperaturabhängige Größen sind. Aus der während des Zeitstandversuches aufgenommenen Kriechkurve läßt sich die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ bestimmen. Trägt man die sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der jeweiligen Spannung im doppel-logarithmischen Papier auf, so erhält man Geraden, aus deren Neigung sich n und k bestimmen lassen. Im Bild 25 sind die vorliegenden Werte jeweils für einen Vorbehandlungszustand in den Teildiagrammen a-e eingezeichnet. Für den Zustand V (e) ist eine endgültige Festlegung für 600°C und 700°C erst nach Beendigung zweier noch laufender Langzeitversuche möglich. Die aus diesen Diagrammen ermittelten Werte für n und die errechneten k-Werte sind in der Tabelle 2 zusammengestellt.

Das Bild 26 erlaubt auf einen Blick den Einfluß der Vorbehandlung auf die Spannungsabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit bei den einzelnen

Prüftemperaturen zu erkennen. Klar ersichtlich ist, daß die Spannungsabhängigkeit bei dem nur kaltverformten Zustand mit steigender Prüftemperatur in stärkerem Maße geringer wird als bei den übrigen Zuständen. Der Einfluß der Prüftemperatur auf die Größe des ermittelten Spannungsexponenten n geht aus Bild 27 hervor. Für alle Zustände ergibt sich bis 700°C eine sehr ausgeprägte Abnahme in der Größe des Spannungsexponenten n auf einen Wert von 6-7 bei 700°C . Oberhalb 700°C erniedrigt sich der n -Wert für die Zustände I-III und V nur noch geringfügig. Lediglich für den nur kaltverformten Zustand IV fällt der Wert auf 3 ab.

Ein Zusammenhang zwischen sekundärer Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ und der Standzeit t_B wurde rein empirisch von Monkman und Grant¹⁶⁾ in der Form

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

gefunden. Dabei sind m und K Konstanten, die legierungs- und in einigen Fällen auch temperaturabhängig sind. Der Wert für die Konstante m schwankt im allgemeinen zwischen 0,6-1,2. Ein $m < 1$ liegt in der Regel dann vor, wenn die Bruchdehnung mit der Standzeit zunimmt. Ein $m = 1$ deutet auf eine standzeitunabhängige Bruchdehnung hin.

In den Bildern 28-32 sind für jeden Zustand Werte für $\dot{\epsilon}$ in Abhängigkeit von der Standzeit eingezeichnet. Für die Zustände I-IV ordnen sich die Wertepaare trotz einiger Streuungen unabhängig von der Prüftemperatur auf einer Geraden ein. Dagegen beim Zustand V (Bild 32) liegen die Wertepaare für 750° und 800°C auf Geraden mit anderer Neigung, sodaß für diese Temperaturen sich etwas höhere m -Werte ergeben. Diese Änderung in der Proportionalität wird auch aus der Darstellung in Bild 33 deutlich. In diesem Bild sind für 650 - 800°C die $\dot{\epsilon}$ - t_B -Wertepaare für eine Spannung je Zustand eingezeichnet.

Denn neben den Extrapolationen aus der empirischen $\log \dot{\epsilon} - \log t_B$ -Abhängigkeit lassen sich über die Monkman- und Grant-Beziehung auch Aussagen machen, in welchem Maße Kriecheigenschaften und/oder Standzeit durch verschiedene Vorbehandlungen beeinflusst werden^{17,18)}. D.h. in diesem Fall, ausgehend vom $\dot{\epsilon}$ - t_B -Wertepaar des lösungsgeglühten Zustandes, daß für 650° und 700°C Prüftemperatur eine Glühung bei 700°C (Zustand II) und 800°C (Zustand III) eine fast gleichstarke Verschiebung der $\dot{\epsilon}$ -Werte zu höheren Kriechgeschwindigkeiten und t_B -Werte zu niedrigeren Zeiten erfolgt. Dagegen bewirkt die Kaltverformung (Zustand IV) und die kombinierte Vorbehandlung (Zustand V) eine we-

sentlich stärkere Erniedrigung der $\dot{\epsilon}$ -Werte als eine entsprechende Erhöhung der Standzeit. Bei höheren Prüftemperaturen kommt es für den Zustand V zu einer umgekehrten Beeinflussung der Wertepaare. Während bei 750°C noch bei fast gleicher Standzeit eine etwas höhere Kriechgeschwindigkeit gemessen wird, verschieben sich bei 800°C die Wertepaare in gleichem Maße zu höheren Kriechgeschwindigkeiten und geringeren Standzeiten. Lediglich der nur kaltverformte Zustand IV zeigt bei 750°C noch eine höhere Standzeit bei gleichzeitig stärkerer Erniedrigung der sekundären Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$. Jedoch bei 800°C ist die Beeinflussung des Wertepaares durch Kaltverformung ganz gering.

Zur Ermittlung der Aktivierungsenergie des Kriechens Q_K wurden die bei gleicher Spannung und verschiedenen Prüftemperaturen ermittelten Werte für die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ gegen $1/T_K^{\circ}$ aufgetragen. Trotz der sich zwangsläufig ergebenden Streuungen läßt sich aus der Neigung der sich ergebenden Geraden die Aktivierungsenergie des Kriechens Q_K berechnen. Als Mittel aus drei Werten wurden für die verschiedenen Zustände folgende Werte errechnet:

Zustand I	=	lös.-gegl.	=	130 kcal/g Mol
" II	=	lös.-gegl. + 700°C 170 h/L	=	130 " "
" III	=	lös.-gegl. + 800°C 23 h/L	=	162 " "
" IV	=	lös.-gegl. + 12% k.v.	=	117 " "
" V	=	lös.-gegl. + 12% kv. + 800°C 23h/L	=	170 " "

4.2.5 Extrapolationsmöglichkeiten

Eine Extrapolation von Zeitstandwerten kürzerer Dauer bei höherer Prüftemperatur auf das Langzeitverhalten bei tieferen Temperaturen ist grundsätzlich möglich. Für diesen Zweck sind schon verschiedene Verfahren vorgeschlagen worden, ohne daß eines als allgemein anwendbar bezeichnet werden kann. Nach Untersuchungen von Bungard und Schmitt¹⁹⁾, die verschiedene Extrapolationsverfahren anhand verfügbarer Kurz- und Langzeitwerte überprüften, ergab sich nach dem Verfahren von Larson und Miller²⁰⁾ die geringste Streubreite. Prüftemperatur und Standzeit sind nach dem Larson-Miller-Verfahren in der Form

$$P = T_{oK}(c + \log t_B)$$

miteinander verknüpft, wobei c eine Konstante ist, für die in vielen Fällen ein Wert von 20 gewählt werden kann. Diese Konstante ist jedoch nicht nur

werkstoffabhängig, sondern, wie schon mehrfach eigene Untersuchungen gezeigt haben, auch vom Vorbehandlungszustand abhängig. In der vorliegenden Arbeit wurden für die einzelnen Vorbehandlungszustände nach einem Rechenprogramm von Guyette²¹⁾ die Werte für c aufgrund der vorliegenden Standzeiten optimiert.

Zustand I	c = 20,5
" II	c = 22
" III	c = 26
" IV	c = 21,5
" V	c = 29

Unter Verwendung der errechneten c-Werte sind im Bild 34 in fünf Teildia-
grammen die Zeitstandhauptkurven eingezeichnet.

4.3 Metallographische Untersuchungen

Der größte Teil der untersuchten Zeitstandproben wurde metallographisch untersucht. Für die einzelnen Zustände ergibt sich je nach Prüftemperatur und Standzeit anhand der umfangreichen metallographischen Befunde ein guter Überblick in bezug auf Ribbildung, Bruchverhalten und Gefügeänderungen. Zur Klärung der Frage, in welchem Umfang interkristalline Anrisse in der Bruchzone auftreten, wurde die Probe im ungeätzten Zustand bei 30-facher Vergrößerung aufgenommen. Das Bruchverhalten selbst ist im geätzten Zustand bei 100- bzw. 1000-facher Vergrößerung erkennbar. Um Gefügeänderungen zu erkennen, wurde sowohl vom Probenkopf als auch aus dem Bereich der Meßlänge eine Aufnahme (V = 1000x) gemacht. Geätzt wurden die Proben mit

50 HCL	} VA-Beize
50 H ₂ O	
5 HNO ₃	
0,15 Sparbeize	

Bei nur wärmebehandelten Zuständen 1-3 und dem mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustand V treten interkristalline Anrisse in der Bruchzone bei kürzeren Standzeiten nur vereinzelt auf (Bild 35a). Erst bei Standzeiten ab einigen hundert Stunden werden sie zahlreicher (Bild 35b). Dies gilt für Prüftemperaturen von 600-750°C. Bei dem nur kaltverformten Zustand IV treten dagegen auch schon bei kürzeren Standzeiten interkristalline Anrisse auf, die bei längeren Standzeiten auch weiter in der Meßlänge beobachtet werden (Bild 35c). Dagegen kommt es bei 800°C Prüftemperatur unabhängig vom Vorbehandlungs-

zustand in stärkerem Maße zu interkristallinen Anrissen, die im Bereich der Bruchzone zu regelrechten Gefügauflockerungen führen (Bild 45c).

Der Bruch selbst erfolgt überwiegend interkristallin. Zwar ist das bei den Zuständen I-III und V wegen der starken Deformation in der Bruchzone aus der Bruchaufnahme mit 100-facher Vergrößerung nicht in jedem Fall klar erkennbar (Bild 36a), jedoch zeigen die mit 1000-facher Vergrößerung gemachten Aufnahmen aus der Bruchzone eindeutig die interkristalline Form der Anrisse (Bild 36b). Dagegen kommt die Bruchausbildung bei dem nur kaltverformten Zustand aufgrund der geringen Deformation etwas klarer zum Ausdruck (Bild 36c).

Als Einfluß der Prüftemperatur, Prüfspannung und Versuchszeit kommt es bei allen Zuständen zu Gefügeänderungen. So kommt es gerade bei dem lösungsgelühten Zustand I und dem kaltverformten Zustand IV besonders bei 600°C und 650°C schon nach kurzen Standzeiten zu starken Ausscheidungen auf den Korngrenzen, die sich allerdings mit zunehmender Standzeit wieder auflösen. Als Beispiel sind in der Bildtafel 37 Aufnahmen aus der Meßlänge von Proben des Zustandes I mit verschiedenen Standzeiten zusammengestellt. In gleicher Weise treten diese Ausscheidungen im Probenkopf auf. Allerdings etwas zeitversetzt, weil die Prüfspannung, die diese Vorgänge beschleunigt, im Probenkopf nicht in dem Maße wirksam ist, wie in der Meßlänge (Bild 38). Mit zunehmender Prüftemperatur und Standzeit kommt es auch teilweise zur Koagulation von Karbiden und zwar sowohl im Korn als auch auf den Korngrenzen (Bild 39).

4.4 Härtmessungen

Nach dem Zeitstandversuch wurde an den Proben die Härte im Probenkopf und in der Meßlänge in verschiedenen Abständen vom Bruch gemessen. Härtewerte aus dem Probenkopf können den Einfluß der Prüftemperatur und -zeit widerspiegeln, d.h. kommt es zu stärkeren Ausscheidungen, wird in der Regel die Härte ansteigen, dagegen kommt es bei zuvor kaltverformten Proben zur Entfestigung. Bei Härtewerten aus der Meßlänge dagegen macht sich noch der Einfluß der angelegten Spannung bemerkbar. Einmal kommt es durch die Deformation zu einer Erhöhung der Härte, zum anderen kommt es gerade bei längeren Standzeiten bzw. höheren Prüftemperaturen infolge interkristalliner Auflockerungen zu geringeren Werten. In den Bildern 40-44 sind, nach Vorbehandlungszuständen geordnet, die Härtewerte in Abhängigkeit von der Standzeit eingezeichnet. Für die Zustände I-III zeigen die Werte aus den Probenköpfen bis

$\approx 10^3$ Std. kaum eine Veränderung gegenüber der Ausgangshärte. Erst ab 10^3 Std. deutet sich eine Erhöhung der Härte an, was nach dem metallographischen Befund auf verstärkte Ausscheidungen im Korn zurückzuführen ist (Bild 45a+b).

Die Erhöhung der Härte in der Bruchzone beruht bei kürzeren Standzeiten in erster Linie auf Verfestigung infolge Deformation, die bei längeren Einsatzzeiten durch Einwirkung der Prüftemperatur wieder abgebaut wird.

Für die Zustände IV und V gilt, daß je nach Prüftemperatur die höhere Ausgangshärte herabgesetzt wird. So ist bei 600°C bis ≈ 4000 Std. bei den im Probenkopf gemessenen Werten noch keine Entfestigung festzustellen, bei 650°C nur geringfügig und erst bei höheren Temperaturen in stärkerem Maße. Der sehr starke Abfall der Härte in der Bruchzone bei 800°C und Zeiten $>10^2$ Std. ist bei diesen beiden Zuständen auf verstärkte interkristalline Ribbildung zurückzuführen, wodurch eine regelrechte Auflockerung des Gefüges auftritt (Bild 45c).

5. Diskussion der Versuchsergebnisse

Das durchgeführte Versuchsprogramm hat gezeigt, daß es auch für den Stahl X8CrNiMoNb 1616 (1.4981) möglich ist, durch unterschiedliche mechanisch-thermische Vorbehandlungen die mechanischen Kurz- und Langzeiteigenschaften in nennenswertem Umfang zu beeinflussen. Ausgangspunkt ist der für diese Legierung übliche lösungsgeglühte Zustand, für den in der Literatur umfangreiche Ergebnisse vorliegen. Vom VDEH sind die Ergebnisse von Zeitstandsversuchen deutscher Stahlhersteller zusammengestellt worden²⁾. Die Werte für den lösungsgeglühten Zustand der von uns untersuchten Schmelze liegen bei 600° und 650°C innerhalb der Streubänder, sie sie sich aus den VDEH-Werten ergeben (Bild 46). Bei 700°C und Standzeiten $>10^3$ Stunden liegt die Zeitstandfestigkeitskurve an der unteren Grenze. Die Zeitstandfestigkeitskurven für 750° und 800°C der VDEH-Zusammenstellung stammen von einer leicht überstabilisierten Schmelze und liegen über den Werten der von uns untersuchten Schmelze.

Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen, daß dem Lösungsglühen nachfolgende Auslagerungen bei 700° bzw. 800°C (Zustand II und III) ohne Einfluß auf die Streckgrenze sind und die Zugfestigkeit leicht erniedrigt wird. Damit ver-

bunden ist eine höhere Duktilität. Dagegen führt die Kaltverformung von 12% (Zustand IV) zu bedeutend höheren Streckgrenzenwerten, die z.B. mit 35 kp/mm² doppelt so hoch liegen wie bei dem nur lösungsgeglühten Zustand I. Dieser Tatsache kommt im Zusammenhang mit der Auslegung der Brennelementhülle noch besondere Bedeutung zu. Die Einbuße an Duktilität ist verhältnismäßig gering. Die der Kaltverformung nachfolgende Glühung bei 800°C (Zustand V) führt zu höheren Streckgrenzenwerten im Vergleich zum lösungsgeglühten Zustand I bei gleichzeitig besserer Duktilität und gleicher Zugfestigkeit.

Die Betrachtung und Wertung der Ergebnisse der Zeitstandversuche ist immer unter dem Aspekt zu betrachten, welchen Belastungen die Brennelementhülle ausgesetzt sein wird. Die derzeitigen Annahmen gehen davon aus, daß die Beanspruchungstemperaturen der Brennelementhülle im Bereich von 600-650°C liegen bei Hot-Spot-Temperaturen von 700-750°C und Beanspruchungszeiten von 10.000 - 20.000 Stunden in Frage kommen²²⁾. Die für die fünf Vorbehandlungszustände ermittelten Zeitstandfestigkeitswerte im Bereich von 600-800°C erlauben eine gute Inter- bzw. Extrapolation mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters. Durch die Optimierung der Konstante c ²¹⁾ sind die Streuungen gering. Stellt man die aus den Teildiagrammen in Bild 34 ermittelten Zeitstandfestigkeitswerte für 10³-10⁵ Std. Standzeit einander gegenüber, so gelangt man zu folgender Wertung:

Bei 650°C werden die höchsten Zeitstandfestigkeitswerte für den Standzeitbereich von 10⁴-10⁵ Stunden mit 16,5 bzw. 11 kp/mm² von dem nur kaltverformten Zustand IV erreicht. Diese Werte liegen durchweg um 1-3 kp/mm² höher als die entsprechenden Werte der nur thermisch behandelten Zustände I-III. Die Werte des mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustandes V liegen dazwischen. Mit steigender Prüftemperatur verringern sich die Unterschiede, sodaß bei 700°C und 10⁴ Std. Standzeit für den Zustand IV 9 kp/mm² und 7-8 kp/mm² für die übrigen Zustände extrapoliert werden. Eine weitere Erhöhung der Temperatur auf 750° und 800°C zeigt, daß es erwartungsgemäß nun bei den Zuständen IV und V zu einer stärkeren Entfestigung kommt. Die Werte für 10⁴ Std. liegen bei 750°C noch für alle Zustände bei 3,5 bis 4 kp/mm². Bei 800°C liegen die thermisch behandelten Zustände I-III \approx 2 kp/mm² und die Zustände IV und V bei \approx 1,5/kp².

Die mechanische Beanspruchung der Hülle für einen mit Natrium gekühlten Brennstab liegt als Summe der verschiedenen Beanspruchungsarten bei \approx 12 kp/mm²²²⁾.

Dieser Wert orientiert sich nun nicht an den zuvor besprochenen Zeitstandfestigkeitswerten, sondern es muß gewährleistet sein, daß innerhalb des Beanspruchungszeitraumes bei dieser Dauerbelastung ein bestimmter Dehnbetrag nicht überschritten wird. So kommt für die Auslegung den Zeit-Dehngrenzen-Werten und dem Kriechverhalten besondere Bedeutung zu.

Wie aus den Bildern 10-14 klar hervorgeht, liegt der Wert für $\sigma_{1\%}/10^4$ Std. für die Zustände I-III unter 10 kp/mm^2 bei 650°C und für die Zustände IV-V bei $13-14 \text{ kp/mm}^2$. Unter Zugrundelegung dieser Werte würden also lediglich die Zustände IV und V den Anforderungen knapp genügen. Grundlage der Berechnungen zur Hüllrohrauslegung bildet z.Zt. das Nortonsche Kriechgesetz^{15,23}. Bei einfacher Anwendung dieses Kriechgesetzes der Form

$$\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$$

gelangt man jedoch zu zu hohen Standzeiten bzw. zu höheren Spannungen, weil der Anteil der elastischen Dehnung und das Primärkriechen nicht berücksichtigt werden. Tatsächlich besteht die Formänderung innerhalb der Auslegungsgrenze nicht nur aus dem Kriechbetrag, sondern je nach Zustand und Betriebsbedingung auch aus einem z.T. nicht zu vernachlässigenden Anteil an elastischer Dehnung und Primärkriechen. Innerhalb dieses Versuchsprogrammes wurde diesem Punkt besondere Beachtung geschenkt. Die experimentellen Daten sind in den Bildern 47-51 getrennt nach Vorbehandlungszuständen zusammengestellt. Der schraffierte Bereich umfaßt die elastische Dehnung ϵ_{BeI} , die bis zur Elastizitätsgrenze durch den E-Modul bestimmt ist und bei Erreichen bzw. Überschreiten der Warmstreckgrenze stark ansteigt und auch plastische Verformung bewirkt. Der Umfang des Primärbereiches ist abhängig von der Spannung, der Temperatur und dem Zustand des Werkstoffes. Entsprechend dem Schema im Bild 50 wurde für jede Kriechkurve der sekundäre Kriechbereich so zu $t_{\text{B}} = 0$ projiziert, daß sich ein Dehnbetrag ergibt, der hier als ϵ_0 bezeichnet sei und der die Belastungsdehnung ϵ_{BeI} und anteiliges Primärkriechen umfaßt. Unter Berücksichtigung von ϵ_0 verbleibt somit für die Anwendung des Nortonschen Kriechgesetzes lediglich noch der Betrag von $\Delta\epsilon$ bis zur Auslegungsgrenze.

Die Werte für ϵ_0 liegen, wie die Bilder 47-51 zeigen, in Abhängigkeit von der Spannung für alle Prüftemperaturen auf einer Kurve. Bei der Gegenüberstellung der verschiedenen Vorbehandlungszustände zeigt sich nun, daß z.B.

für den lösungsgeglühten Zustand I der Betrag für ϵ_0 bei 0,55% liegt; für die angenommene Auslegungsspannung von 12 kp/mm². Dagegen beträgt der Wert für ϵ_0 bei dem nur kaltverformten Zustand lediglich 0,15% und 0,20% bei dem mechanisch-thermisch vorbehandelten Zustand V. D.h., bei einer Auslegungsgrenze von 1% (einachsig) verbleibt als $\Delta\epsilon$ 0,80-0,85% bei den Zuständen IV und V gegenüber nur 0,40-0,45% bei den nur thermisch behandelten Zuständen I-III.

Diese Aussagen gelten auch nur insofern, wenn die Auslegungsgrenze innerhalb des sekundären Kriechbereiches liegt. Es ist durchaus damit zu rechnen, daß gerade unter Reaktorbedingungen das Kriechverhalten so beeinflusst wird, daß die Auslegungsgrenze erst erreicht wird, wenn der Werkstoff sich schon außerhalb des sekundären Kriechbereiches befindet. Deshalb dürfte je nach Problemstellung die Kenntnis der Gesamtdehnung bis zum Ende des sekundären Kriechbereiches interessant sein. Allerdings ist bei den meisten austenitischen Stählen der Übergang der einzelnen Kriechbereiche nicht klar ausgeprägt, sodaß einige Streuungen in Kauf genommen werden müssen. In den Bildern 52-54 sind als Beispiel für die Zustände I-III-V die Gesamtdehnbeiträge bis zum Ende des sekundären Kriechbereiches in Abhängigkeit von der angelegten Spannung wiedergegeben.

Die Autoren danken Frau Schlenker für die Durchführung der umfangreichen metallographischen Untersuchungen und den Herren Sanchez und Mozo (JEN), sowie den Herren Seith, Dindorf und Weis (GfK) für die vorbildliche Durchführung und Betreuung der Zeitstandversuche

Literatur

- 1) Ruttmann, W., Brunzel, N.
Mitt. Verein. Großkesselbes., Nr. 80, 1962, S. 310-326
"10 Jahre austenitische Stähle im Kesselbetrieb"
- 2) VDEH Verlag Stahl und Eisen
"Ergebnisse deutscher Zeitstandversuche langer Dauer"
- 3) VDEH Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 670-69
"Hochwarmfeste Stähle"
- 4) K. Bungardt, G. Lennartz
Archiv für das Eisenhüttenwesen 1963, Heft 7, S. 531-546
"Über den Einfluß von Bor auf die Ausscheidungsvorgänge und das Zeitstandverhalten niobhaltiger austenitischer CrNi-Mo-Stähle"
- 5) W. Ruttmann, H. Gerlach, H.R. Kautz
Archiv für das Eisenhüttenwesen 1967, Heft 4, S. 301-307
"Einfluß des Stabilisierungsverhältnisses auf das Zeitstand- und Ausscheidungsverhalten hochwarmfester austenitischer Stähle mit 16% Cr, 13-16%Ni, 2% Mo und Niobzusatz"
- 6) K. Bungardt, A.v.d. Steinen
DEW Techn. Berichte 1961, Heft 4, S. 138-150
"Verhalten hochwarmfester austenitischer CrNi-Stähle mit Bor bei Langzeitbeanspruchung"
- 7) A.v.d.Steinen; DEW Techn. Berichte 1969, Heft 2, S. 134-146
"Hochwarmfeste austenitische Stähle"
- 8) H. Gerlach. E. Schmidtman;
Archiv f.d. Eisenhüttenwesen 1968, Heft 2, S. 139-149
"Einfluß von Kohlenstoff, Stickstoff und Bor auf das Ausscheidungsverhalten eines austenitischen Stahles mit 16% Cr, 16% Ni, 2% Mo und Nb"
- 9) G. Lennartz; Mikrochim. Acta 1965/3, S. 405-428
"Einfluß von Legierungselementen auf das Ausscheidungsverhalten austenitischer CrNi-Stähle"
- 10) F.C. Hull, R. Stickler; Paper 43
"Effects of Nitrogen, Boron, Zirkonium and Vanadium on the Microstructure, Tensile and Creep-Rupture Properties of a Cr-Ni-Mn-Mo-Stainless Steel"

- 11) K. Skuin; Neue Hütte, Heft 9/1969, S. 547-552
"Einfluß der Korngröße auf das Zeitstandverhalten eines austenitischen Cr-Ni-Ti-Stahles bei 650°C"
- 12) J. Myers, G. Willoughby; Metalurgia, Jan. 66, S. 3-7
"The Effect of Grain Size on the Creep Rate of a CrNi-Austenitic Steel"
- 13) H. Schönfeld, F. Garzarolli, P. Franke; Z. f. Metallkd., demnächst
"Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten des austenitischen Stahles X8CrNiMoNb 1616"
- 14) H. Böhm, M. Schirra; demnächst
"Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlungen auf das Zeitstand- und Kriechverhalten austenitischer Stähle"
- 15) F.H. Norton; McGraw Hill Publishing Co Ltd. 1929
"The Creep of Steel at High Temperatures"
- 16) 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"
- 17) H. Böhm, M. Schirra; Z. f. Metallkd., Band 60, 1969, H.11
"Einfluß von Kaltverformung und Wärmebehandlung auf das Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadium-Legierungen"
- 18) H. Böhm; Zeitschrift f. Metallkd., Band 61, 1970, H. 12
"Zeitstandverhalten metallischer Werkstoffe"
- 19) K. Bungard, W. Schmidt; DEW - Techn. Berichte, 1. Band, 1961, Heft 3
"Vergleich verschiedener Verfahren zur Extrapolation von Zeitstandwerten"
- 20) F.R. Larson, J. Miller; Trans. ASME 74 (1952) 765
"A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses"
- 21) M. Gyette, K.D. Closs; Persönl. Mitteilung
"A Program for the Determination of the Larson-Miller Master Curve from the Stress-Rupture Time Experimental Data"
- 22) H. Böhm; KfK - 985 (1969)
- 23) H.J. Seehafer; Interatom, Persönl. Mitteilung

Tabelle 1 DA 1616 (X8 CrNiMoNb 1616)

Chemische Zusammensetzung der Charge Nr. 15621

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co		
Lieferfirma	0,08	0,50	1,24	0,018	0,006	16,49	16,60			
GfK - IMF	0,077	0,47	1,16	0,018	0,01	16,55	16,80	0,5		
Richtanalyse	0,08					17	17			
VDEH	0,50	0,12	0,11	0,012	0,007	15,92	15,93	0,0		
	0,085	0,80	1,46	0,023	0,012	17,08	17,90	0,33		
	Mo	Ti	Al	Cu	B	Ta	Nb	N ₂	V	
Lieferfirma	1,66						0,80			
GfK - IMF	1,50	0,05	0,06	0,13	1 ppm	0,06	0,70	0,02		
Richtanalyse	1,8					min 10 xC				
VDEH	1,70	0,01	0,03	0,08	-	0,53 - 1,29	0,004	0,05		
	2,08	0,08	0,14	0,17			0,02	0,09		

Tabelle 2

DA 1616 Chg. 15 621 - n- u. k-Werte

Zustand	Temp. °C	n	k
I lösungsgeglüht	600	14,3	$1,5 \cdot 10^{-25}$
	650	11,6	$6 \cdot 10^{-20}$
	700	6,5	$7 \cdot 10^{-12}$
	750	6,0	$1 \cdot 10^{-9}$
	800	5,3	$4 \cdot 10^{-8}$
II lösungsgeglüht + 700° 170h/L	650	11,7	$6 \cdot 10^{-19}$
	700	6,8	$2 \cdot 10^{-11}$
	750	6,2	$2 \cdot 10^{-9}$
III lösungsgeglüht + 800° 23h/L	600	21,0	$3 \cdot 10^{-34}$
	650	10,0	$5 \cdot 10^{-17}$
	700	6,6	$4 \cdot 10^{-11}$
	750	6,3	$1 \cdot 10^{-9}$
	800	5,8	$3 \cdot 10^{-8}$
IV lösungsgeglüht + 12% kaltverformt	600	15,0	$3 \cdot 10^{-28}$
	650	11,5	$3 \cdot 10^{-21}$
	700	6,3	$9 \cdot 10^{-13}$
	750	4,6	$1,5 \cdot 10^{-9}$
	800	3,0	$8 \cdot 10^{-7}$
V lösungsgeglüht + 12% kv+800° 23h/L	600	-	-
	650	15	$7 \cdot 10^{-25}$
	700	(6,8)	$(1,5 \cdot 10^{-12})$
	750	5,5	$3 \cdot 10^{-9}$
	800	4,5	$7 \cdot 10^{-7}$

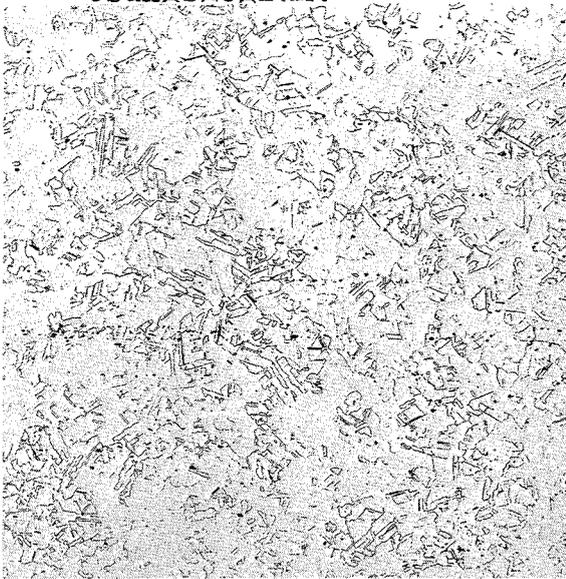
() vorläufig

Lösungsgeglüht

DA 1616 (X8CrNiMoNb 1616)
Chg.15621

Bild-Nr. 1
=====

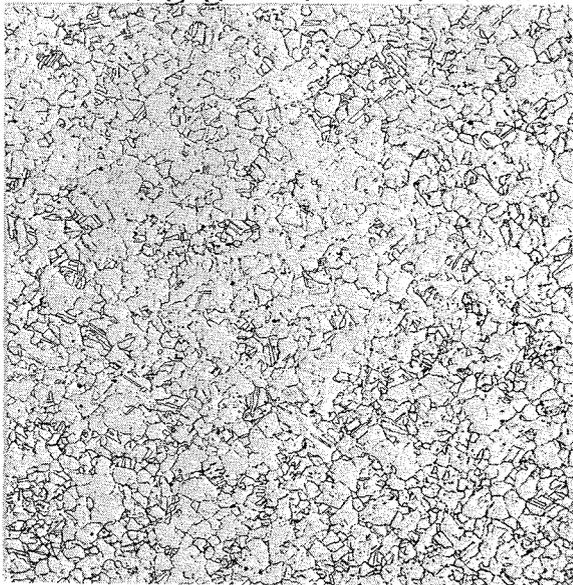
a



4319 HV₃₀ = 155-160

Lös.-gegl. + 700° 170^h/Luft

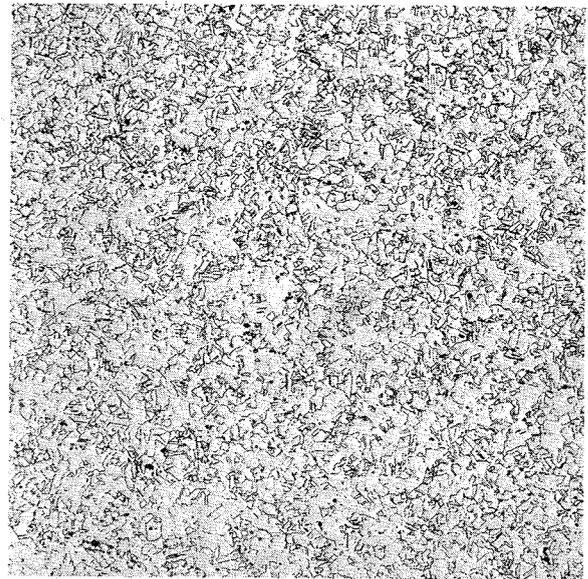
b



7480 HV₃₀ = 155-159

c

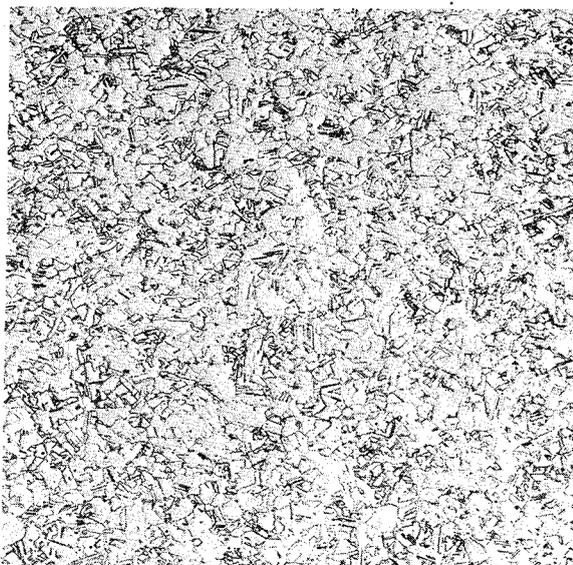
Lös.-gegl. + 800° 23^h/Luft



7474 HV₃₀ = 150-157

Lös.-gegl. + 12% kaltverformt

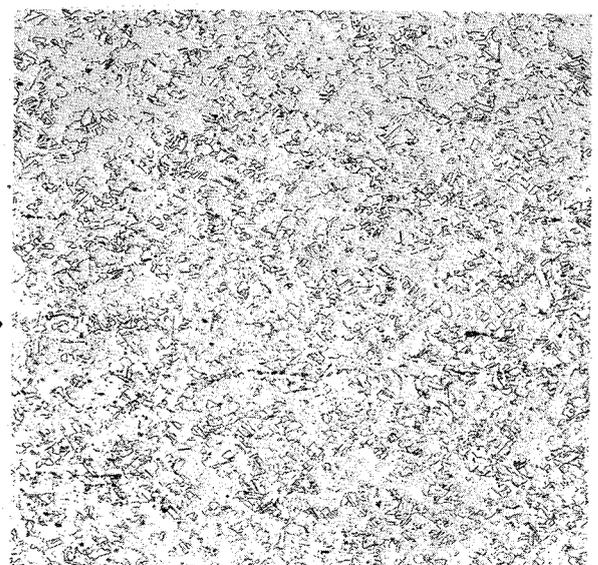
d



7478 HV₃₀ = 237-247

e

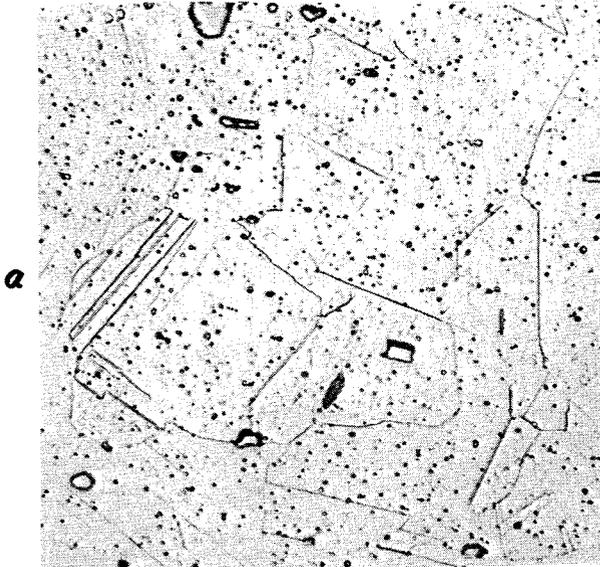
Lös.-gegl. + 12%kv + 800° 23^h/luft



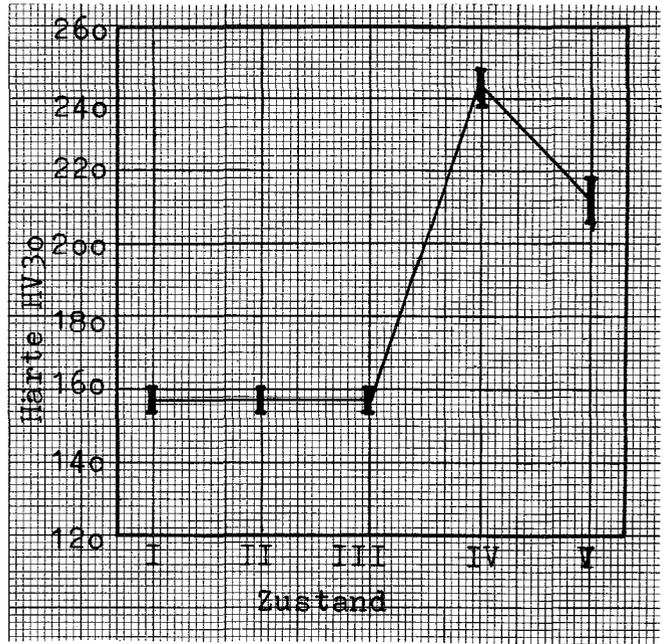
7476 HV₃₀ = 206-218

V = 100x

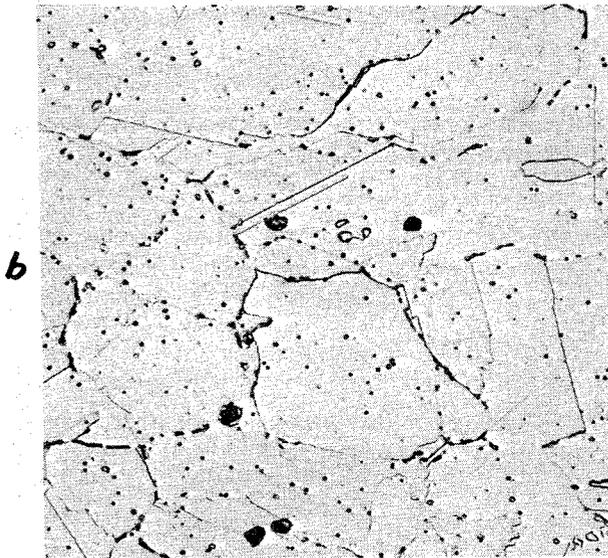
Lösungsgeglüht



7473 HV₃₀ = 155-160

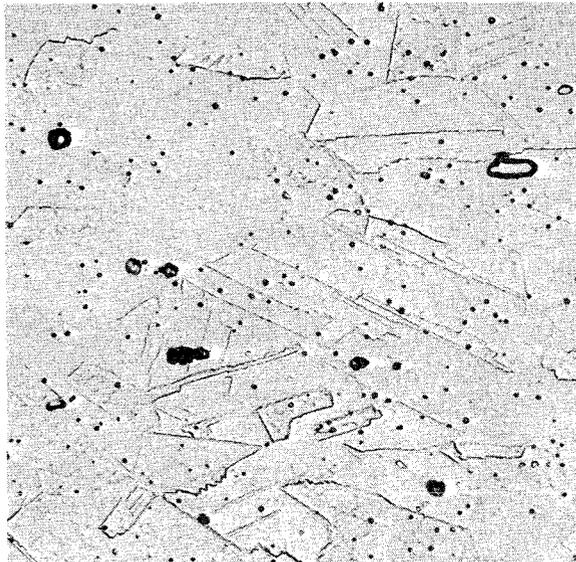


Lös.-gegl. 700° 170^h/Luft



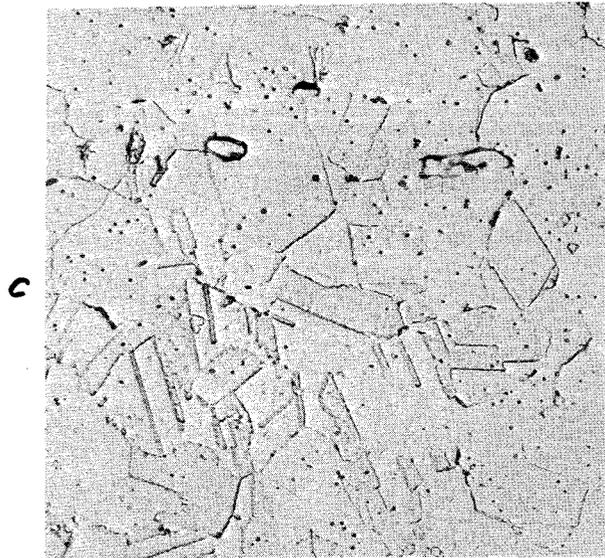
7481

Lös.-gegl. 12% kaltverformt



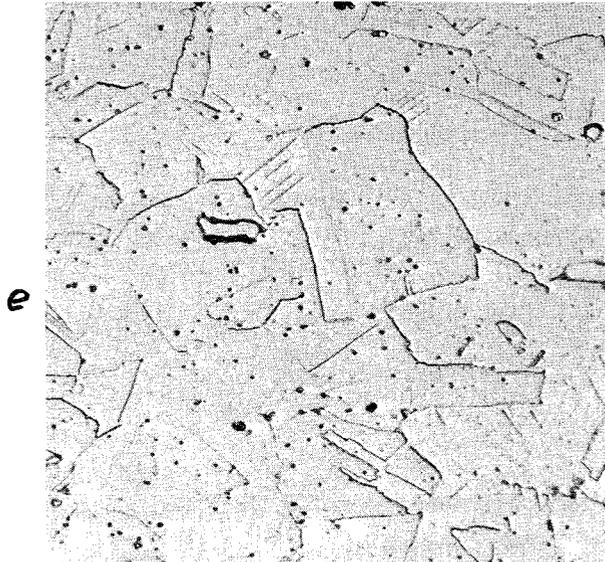
7479

Lös.-gegl. 800° 23^h/Luft



7475

Lös.-gegl. 12%kv 800° 23^h/Luft



7477

V = 1000 x

- Lös.gegl.
- △ " " + 700° 170h/L
- " " + 800° 23h/L
- x " " + 12% kv
- ▽ " " + 12% kv + 800° 23h/L

DA 1616

Chg. 15621

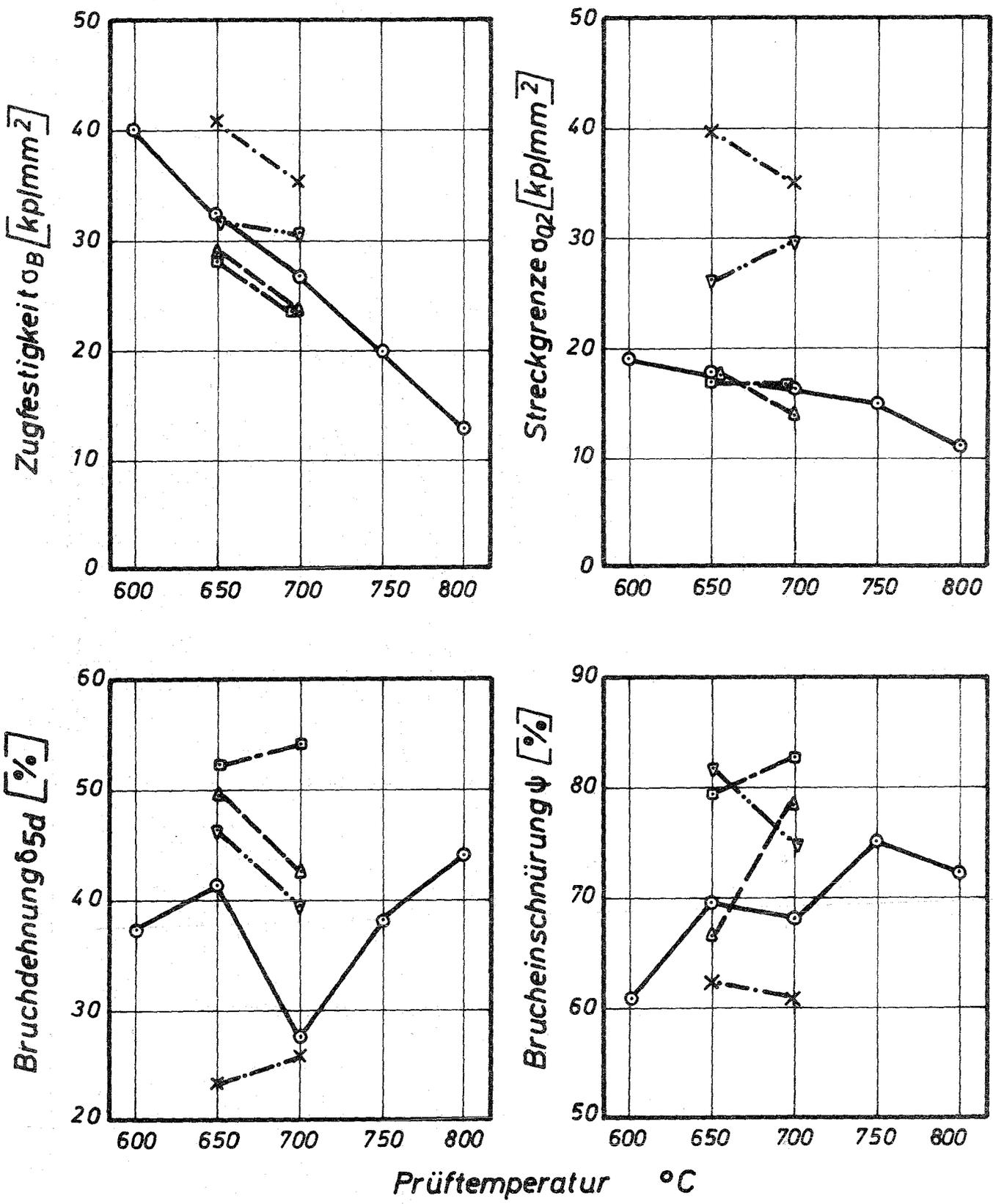


Bild 3: Einfluß mechanisch-thermischer Vorbehandlung auf die mechanischen Eigenschaften ($l_0=50\text{mm}$, $d_0=8\text{mm}$)

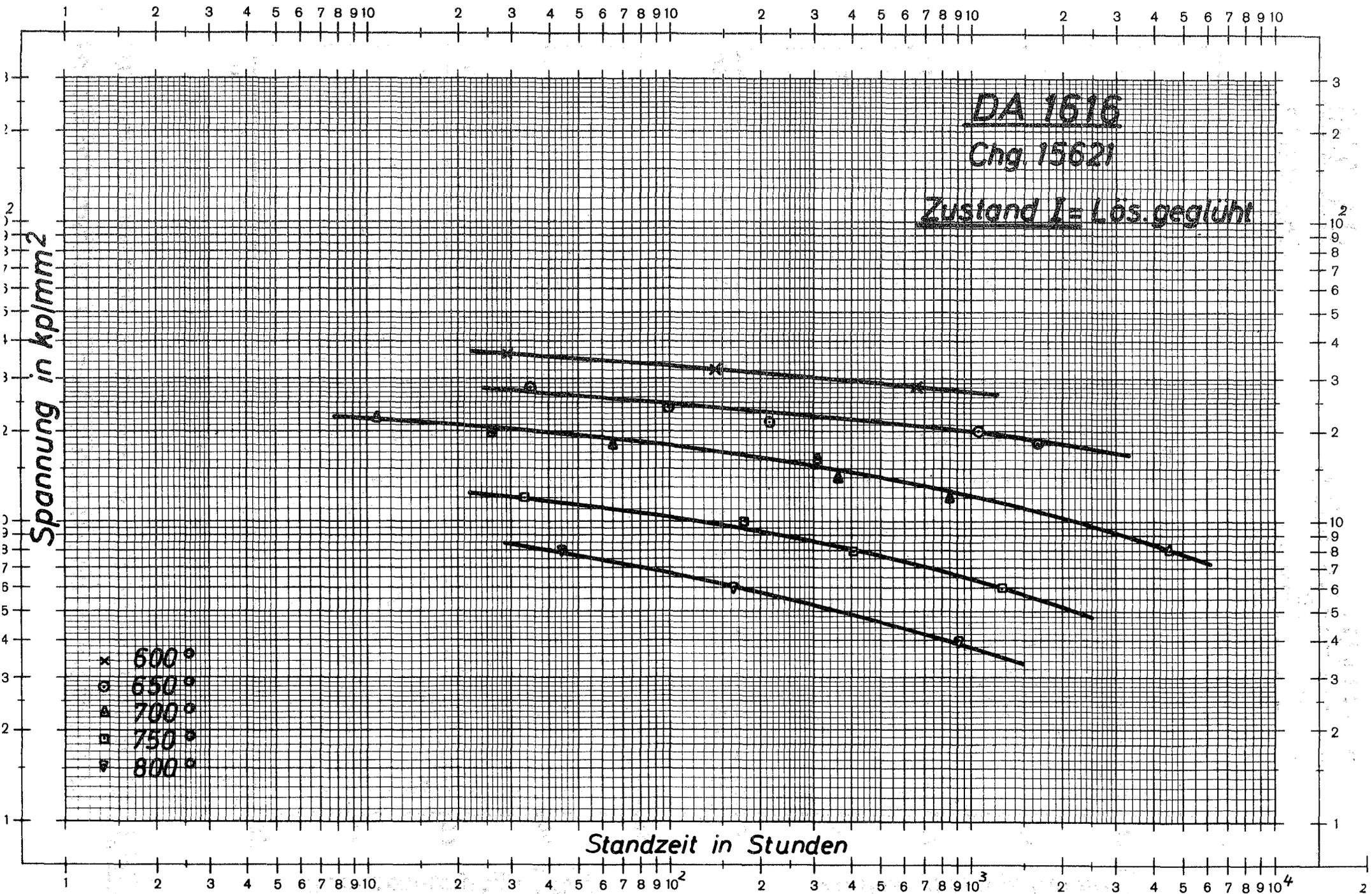


Bild 4: Zeitstandfestigkeitskurven

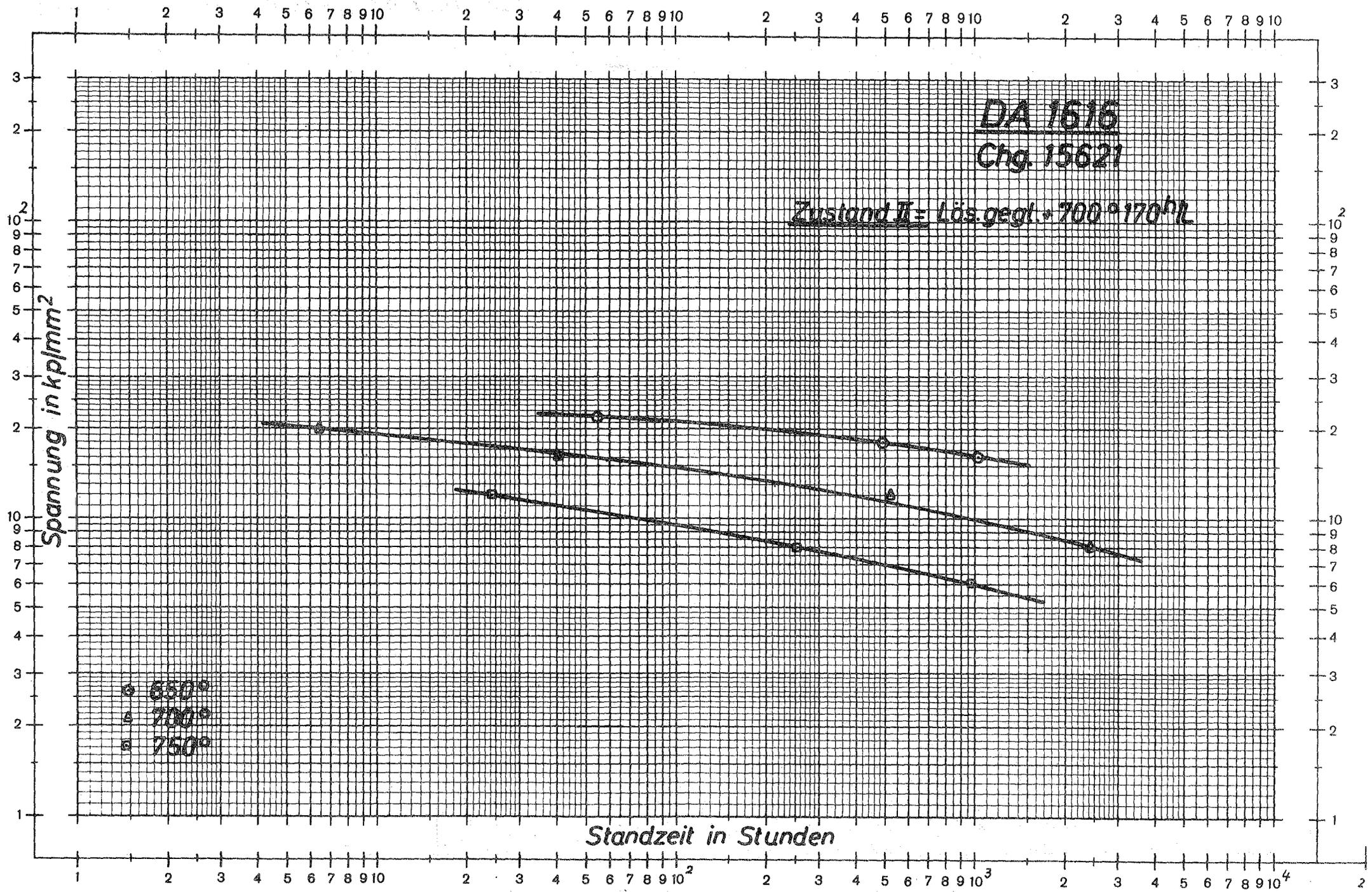


Bild 5: Zeitstandfestigkeitskurven

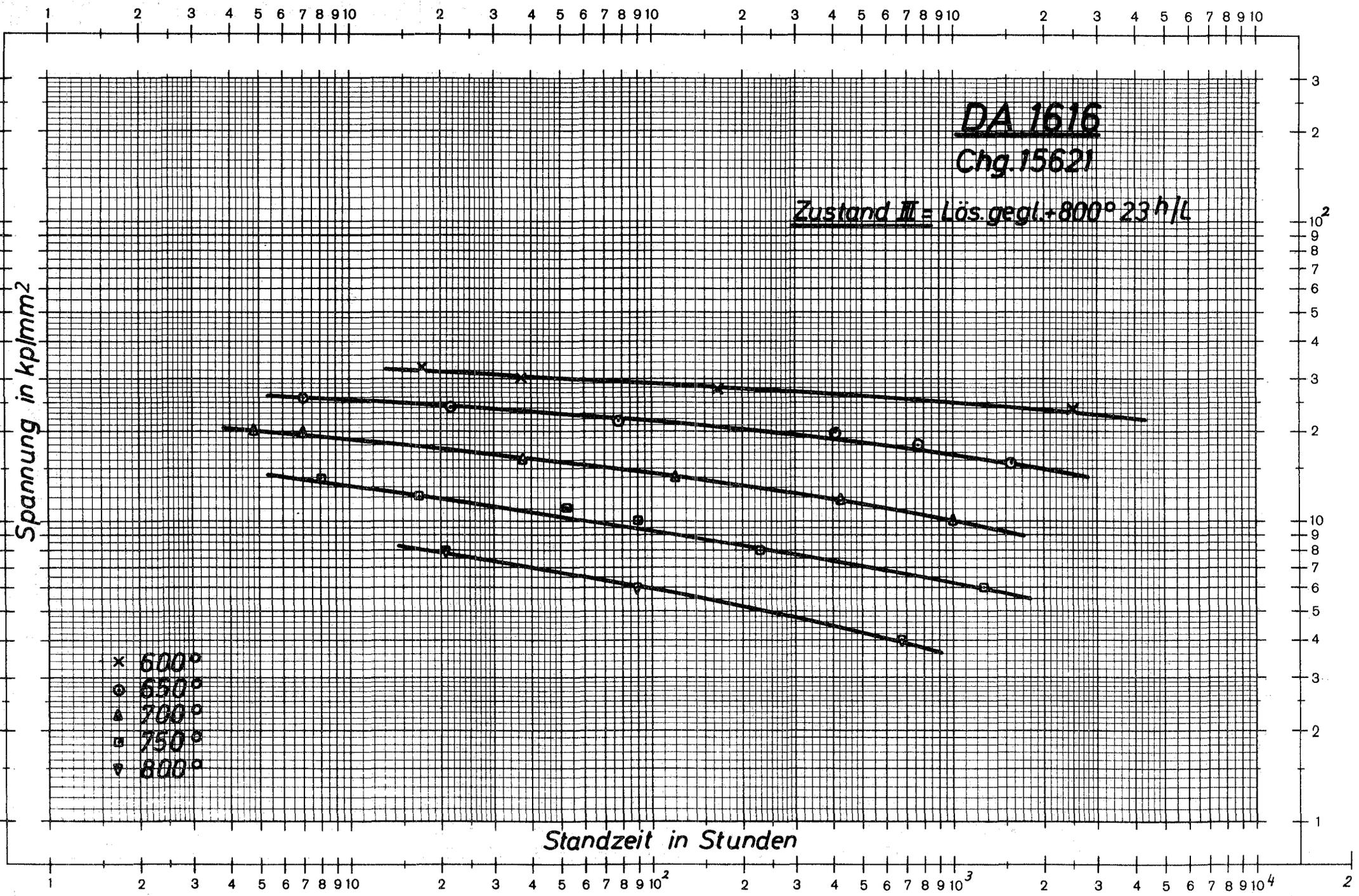


Bild 6: Zeitstandfestigkeitskurven

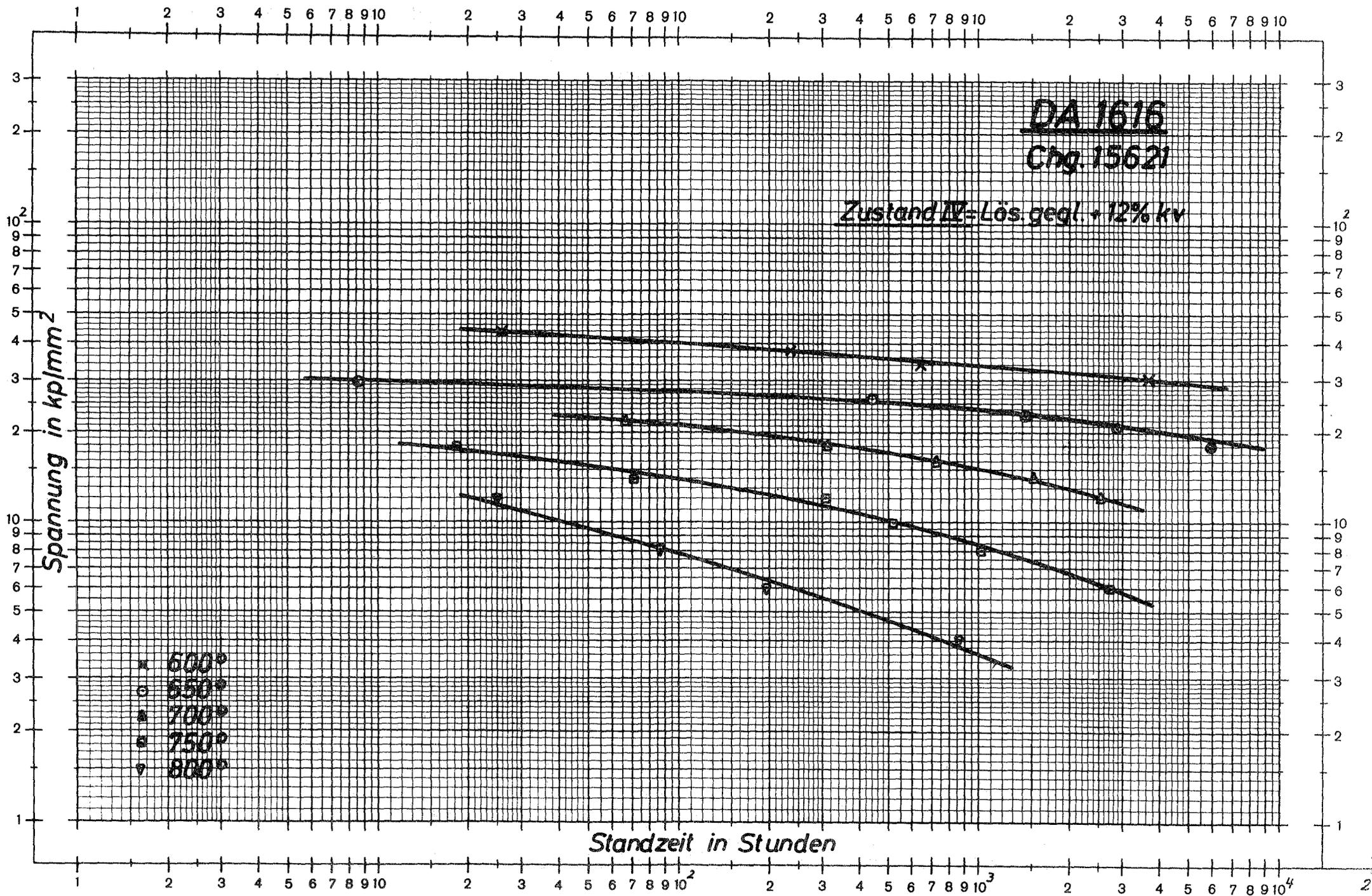


Bild 7: Zeitstandfestigkeitskurven

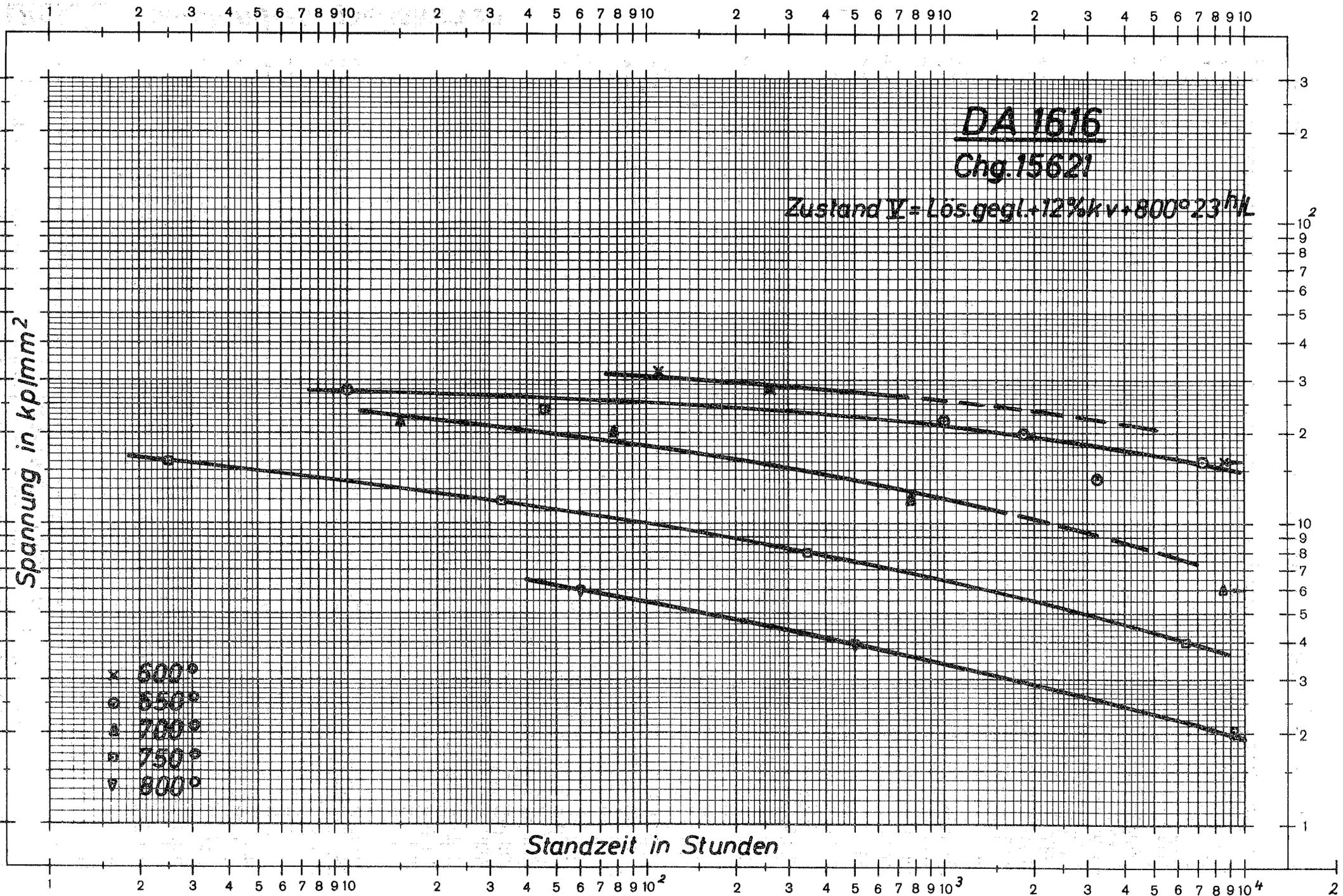


Bild 8: Zeitstandfestigkeitskurven

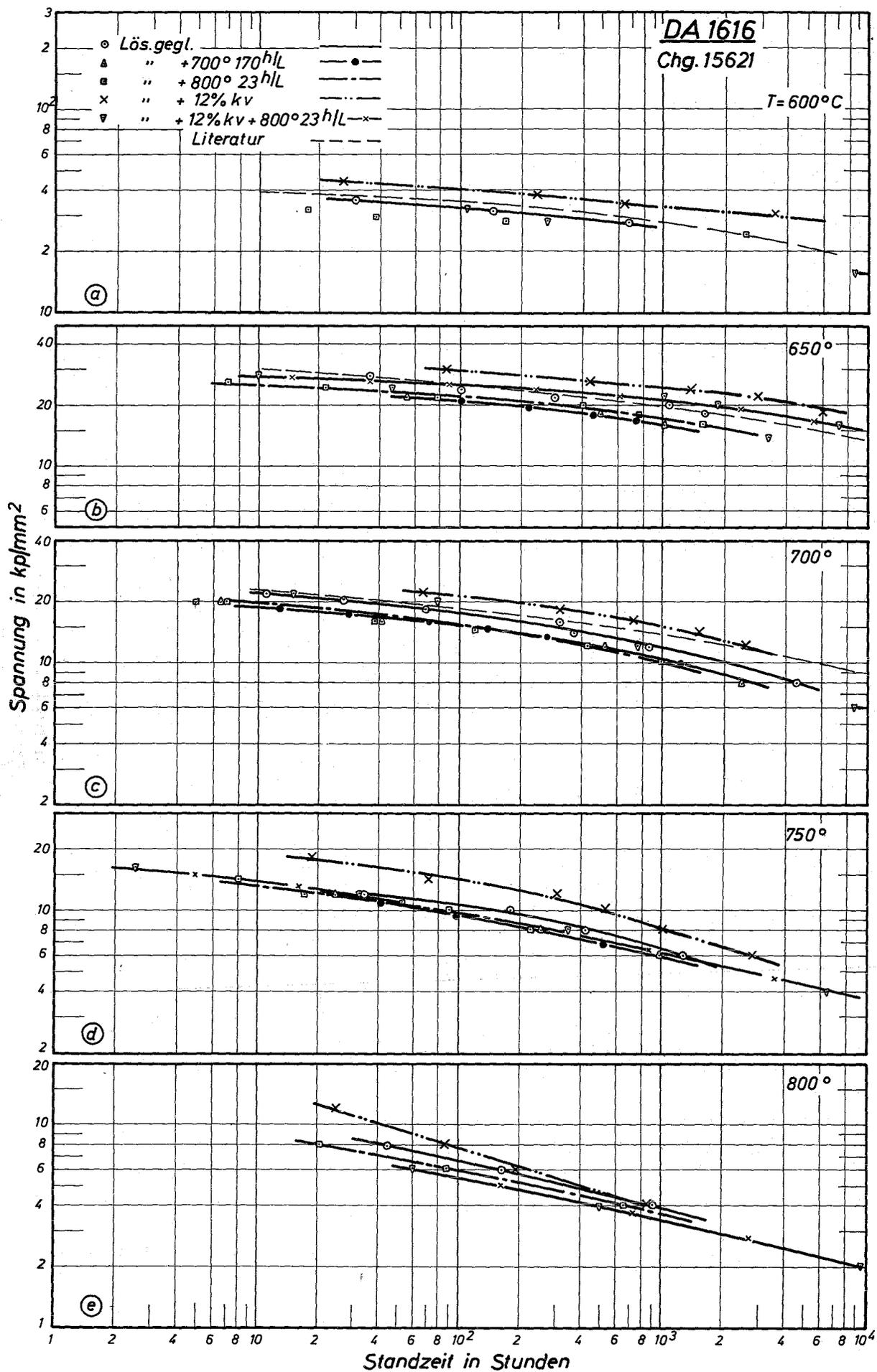


Bild 9: Zeitstandfestigkeitskurven

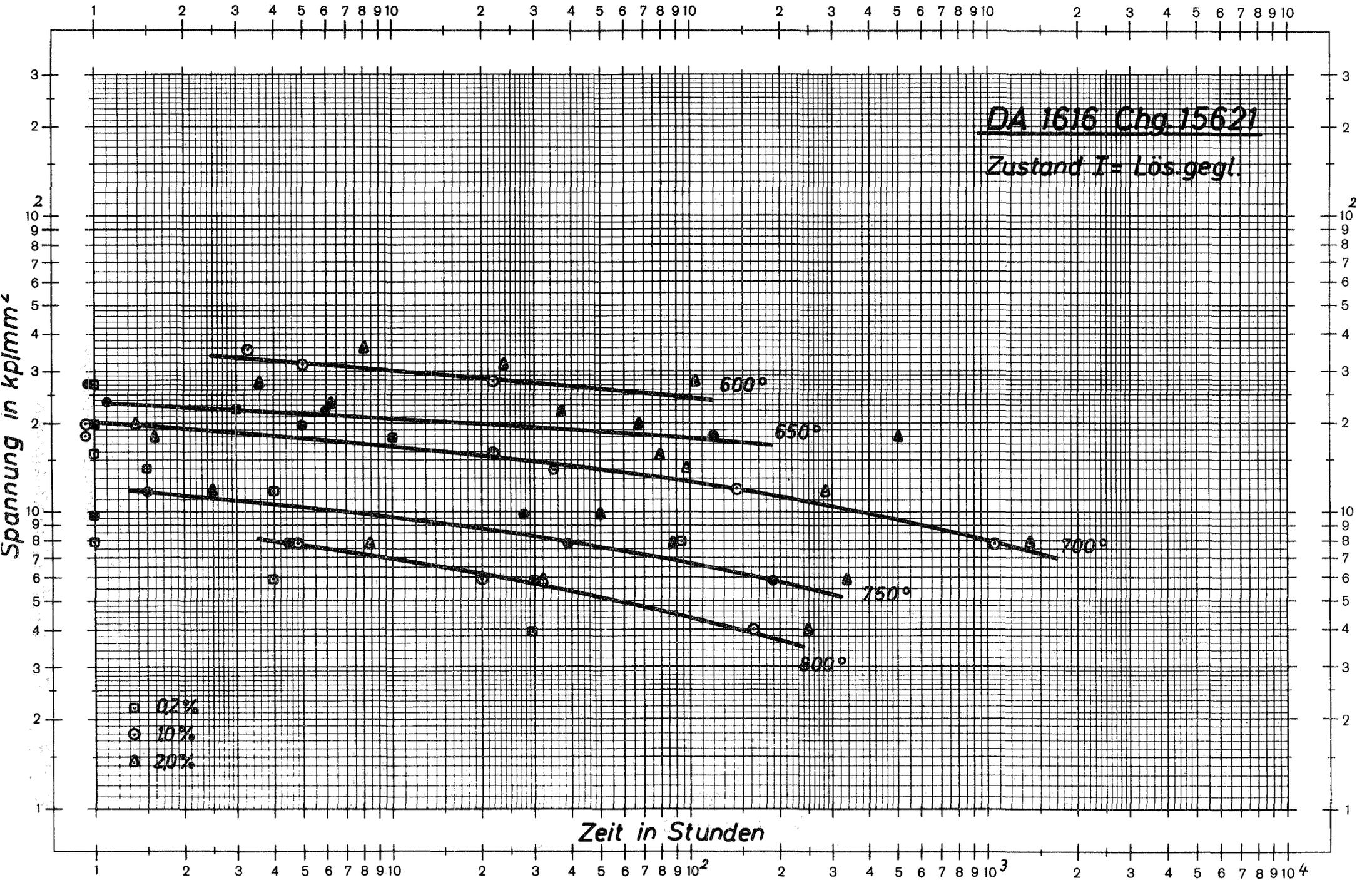


Bild 10: Zeit-Dehngrenzen - Kurven

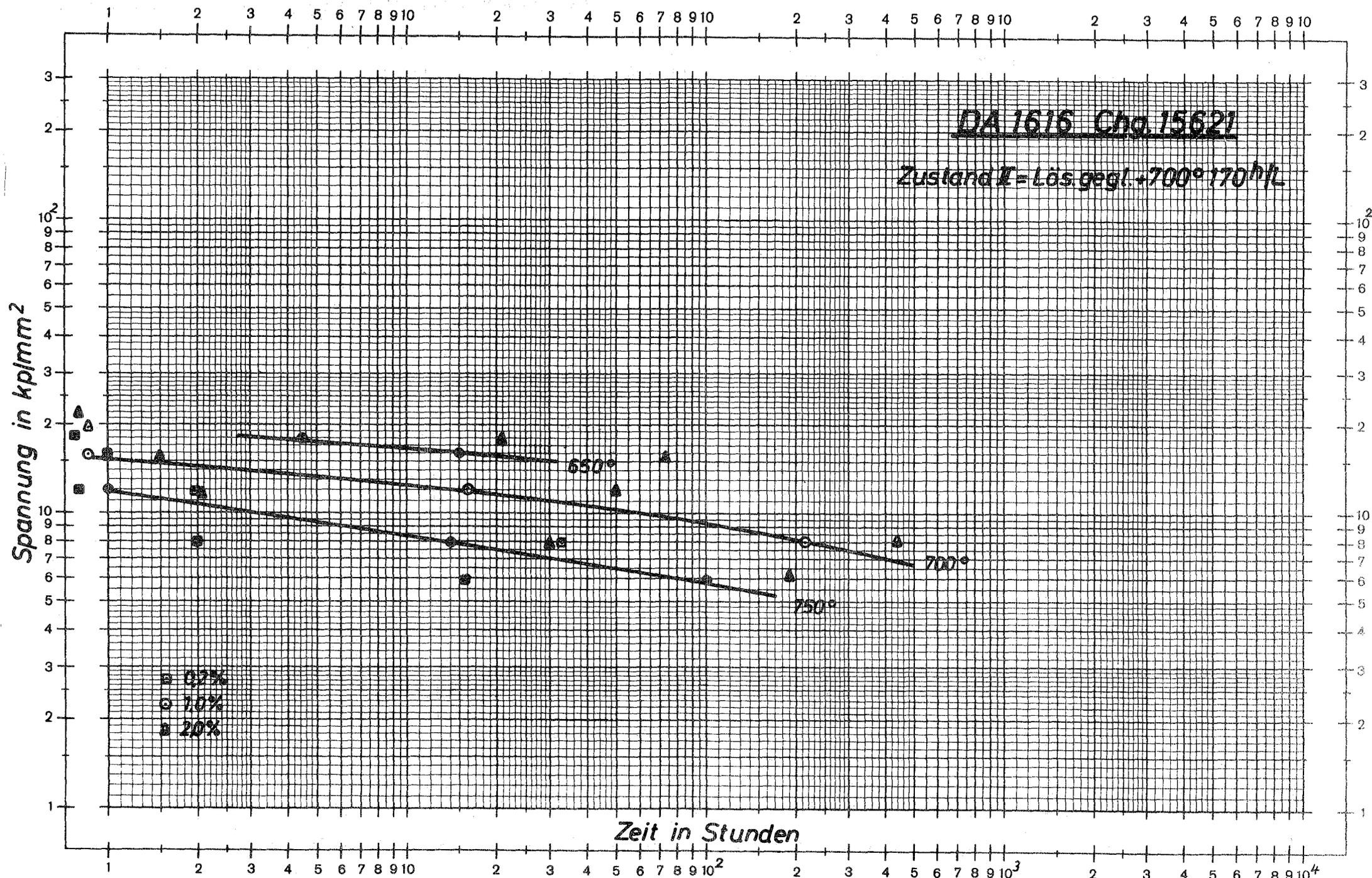


Bild 11: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

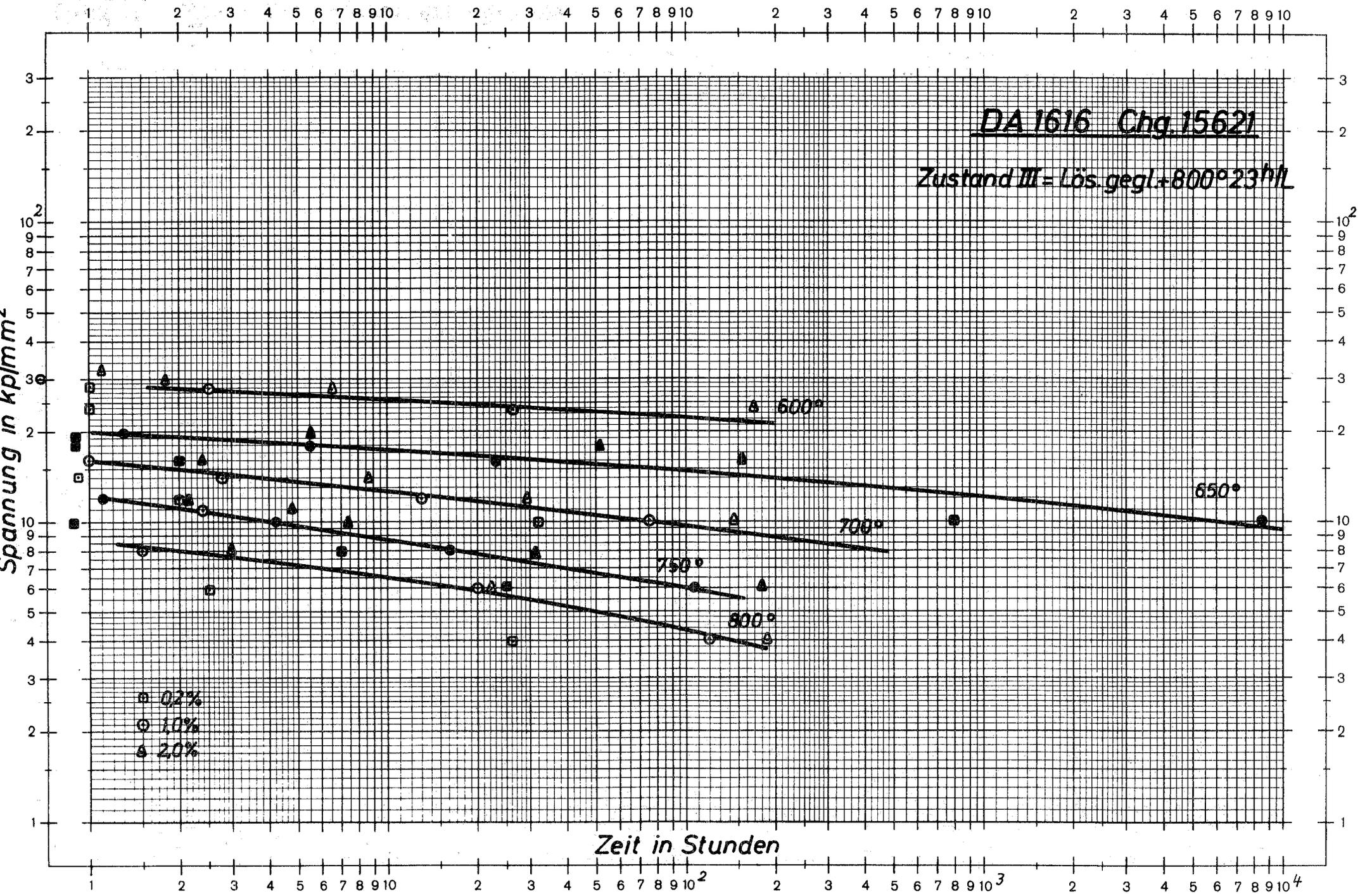


Bild 12: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

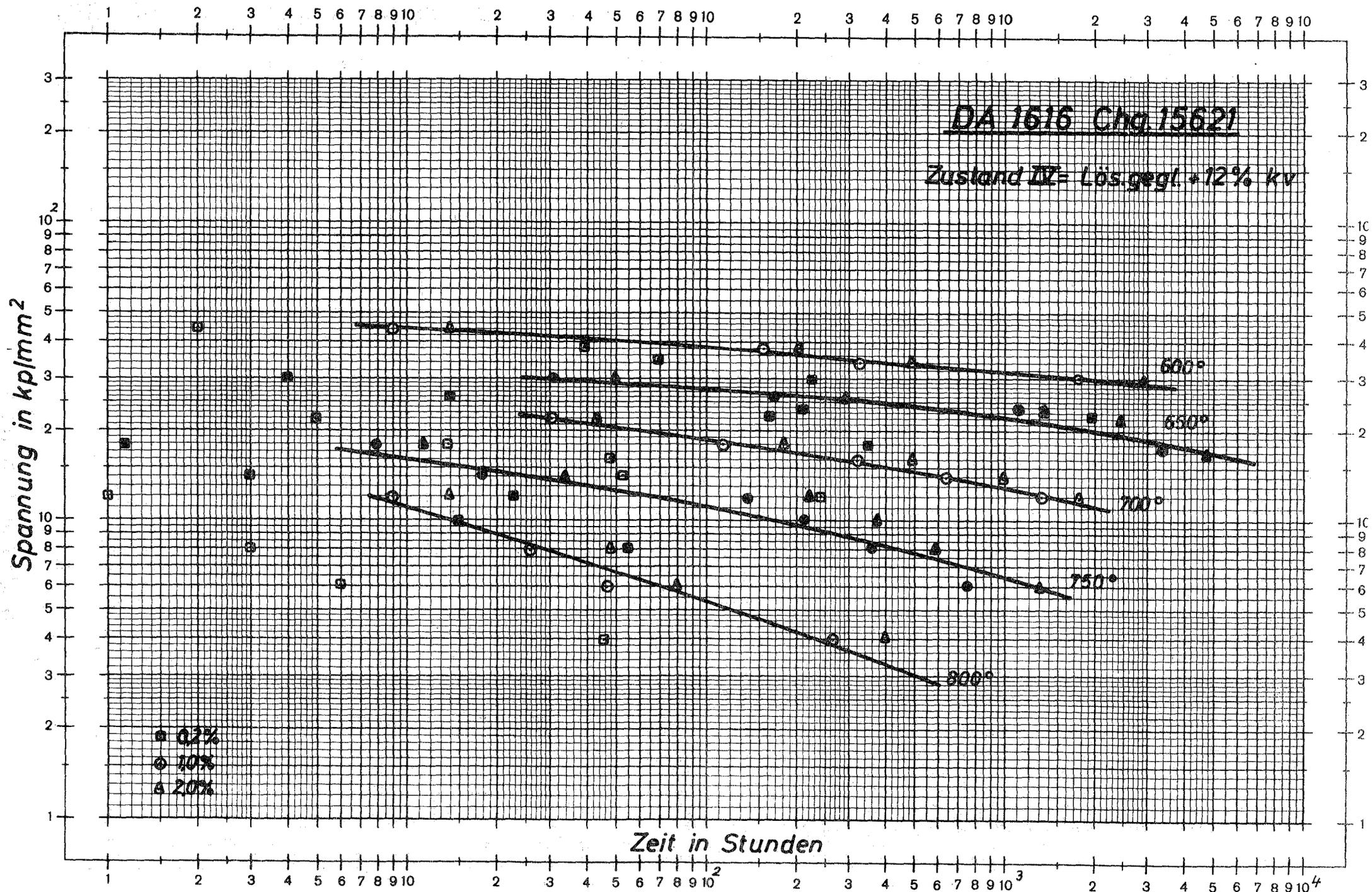


Bild 13: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

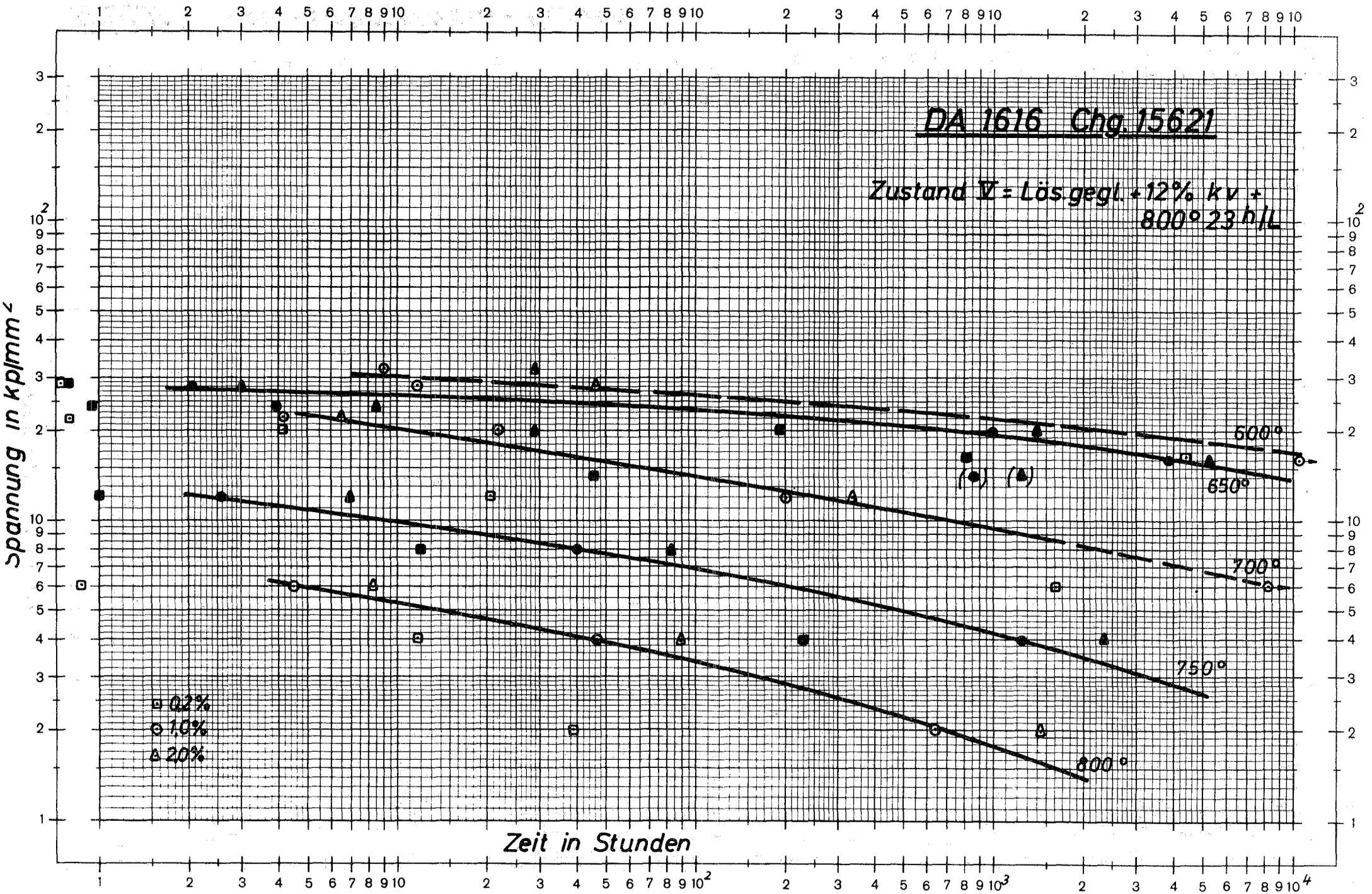


Bild 14: Zeit - Dehngrenzen - Kurven

DA 1616

Chg. 15621

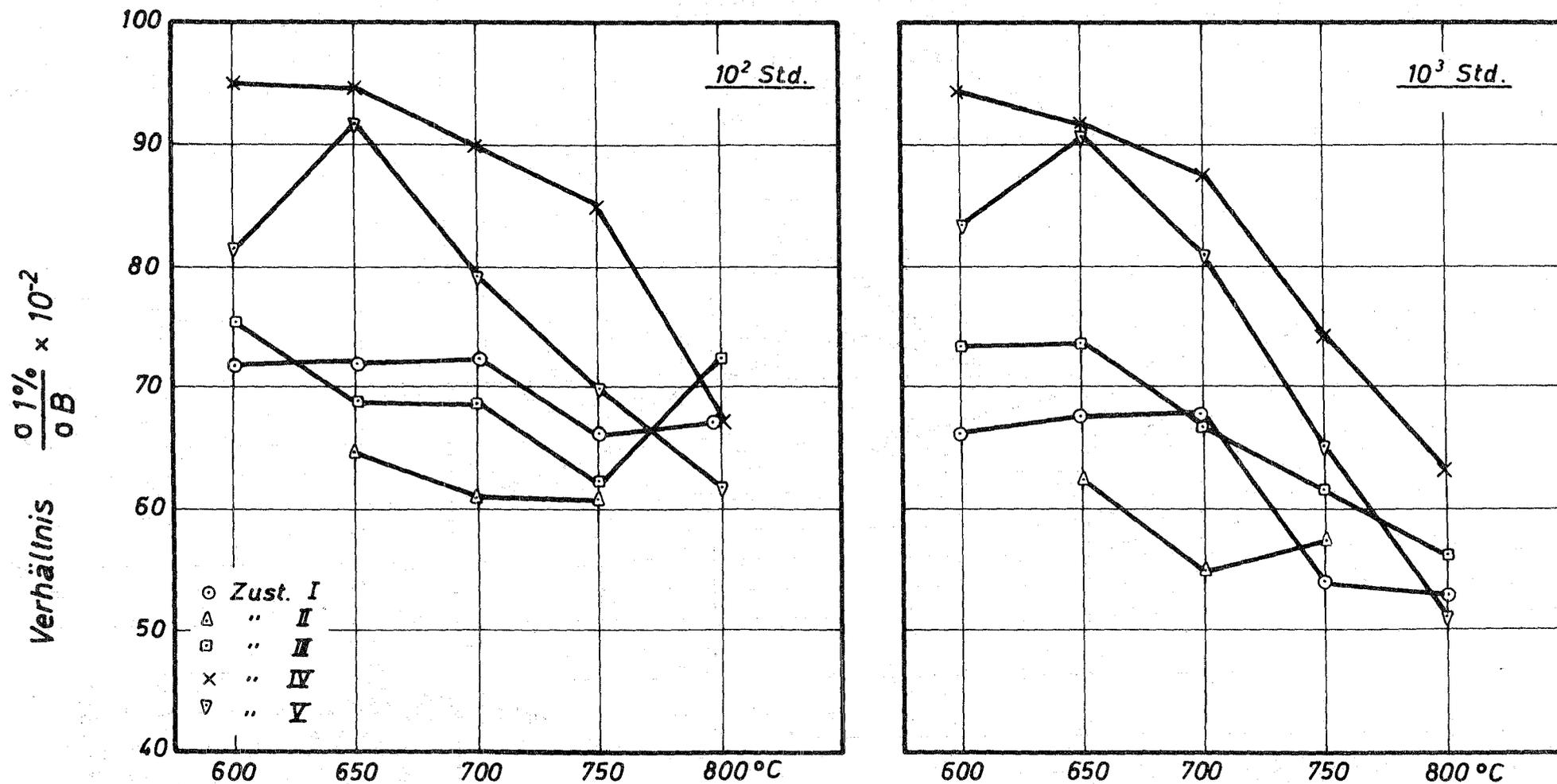


Bild 15: Verhältnis 1% Zeit-Dehngrenze zu Zeitstandfestigkeit für 10² und 10³ Std. Standzeit

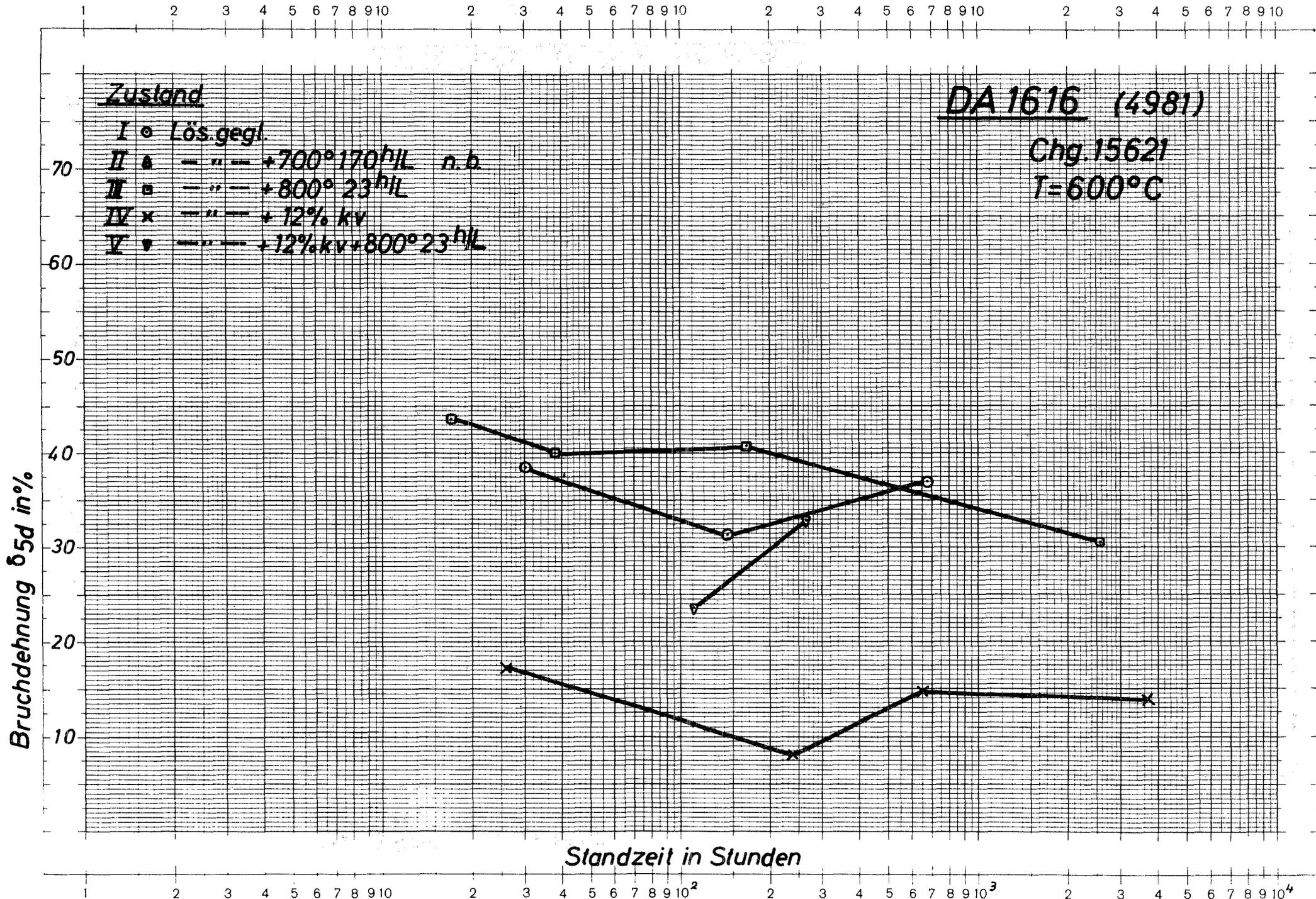


Bild 16: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

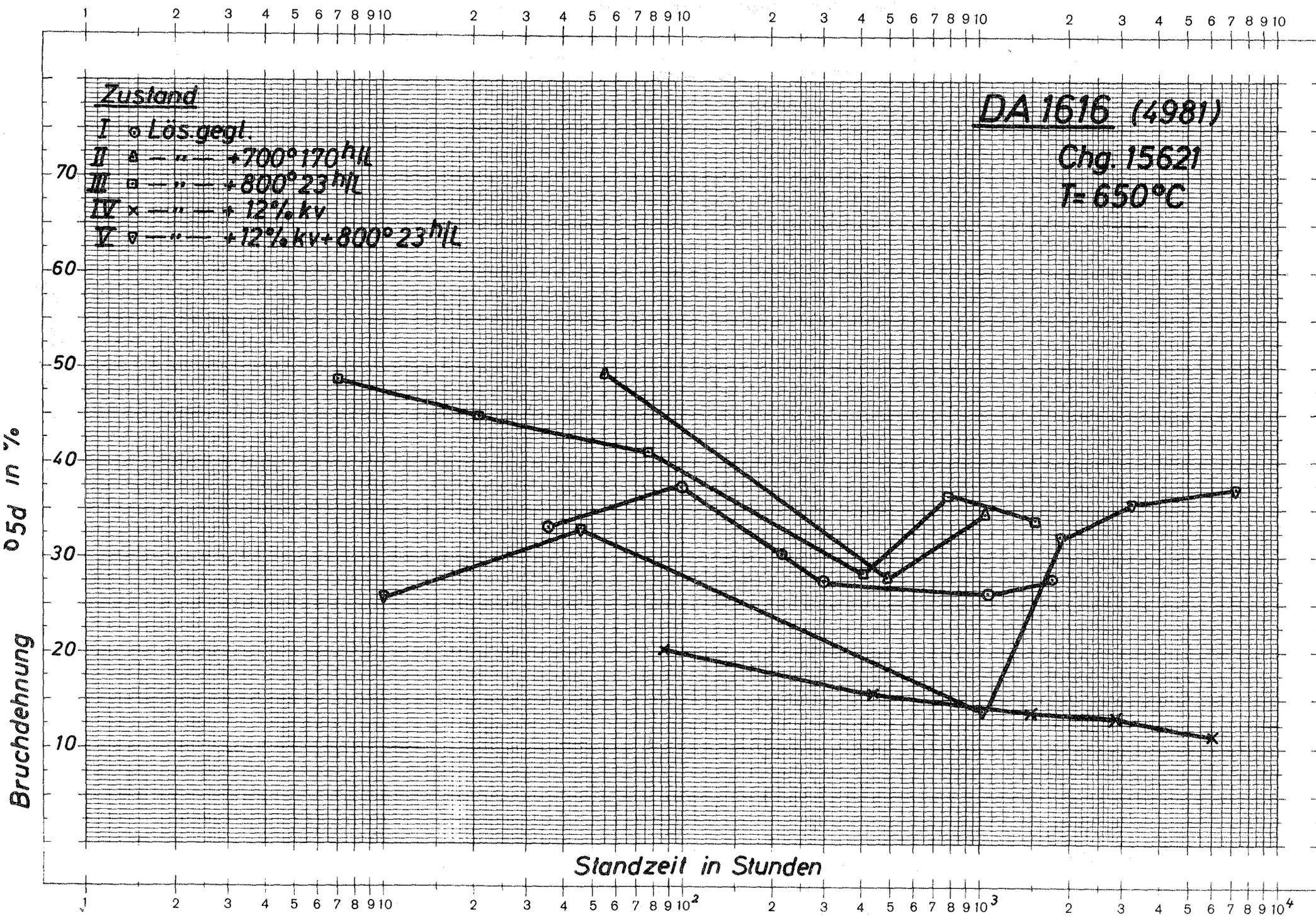


Bild 17: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

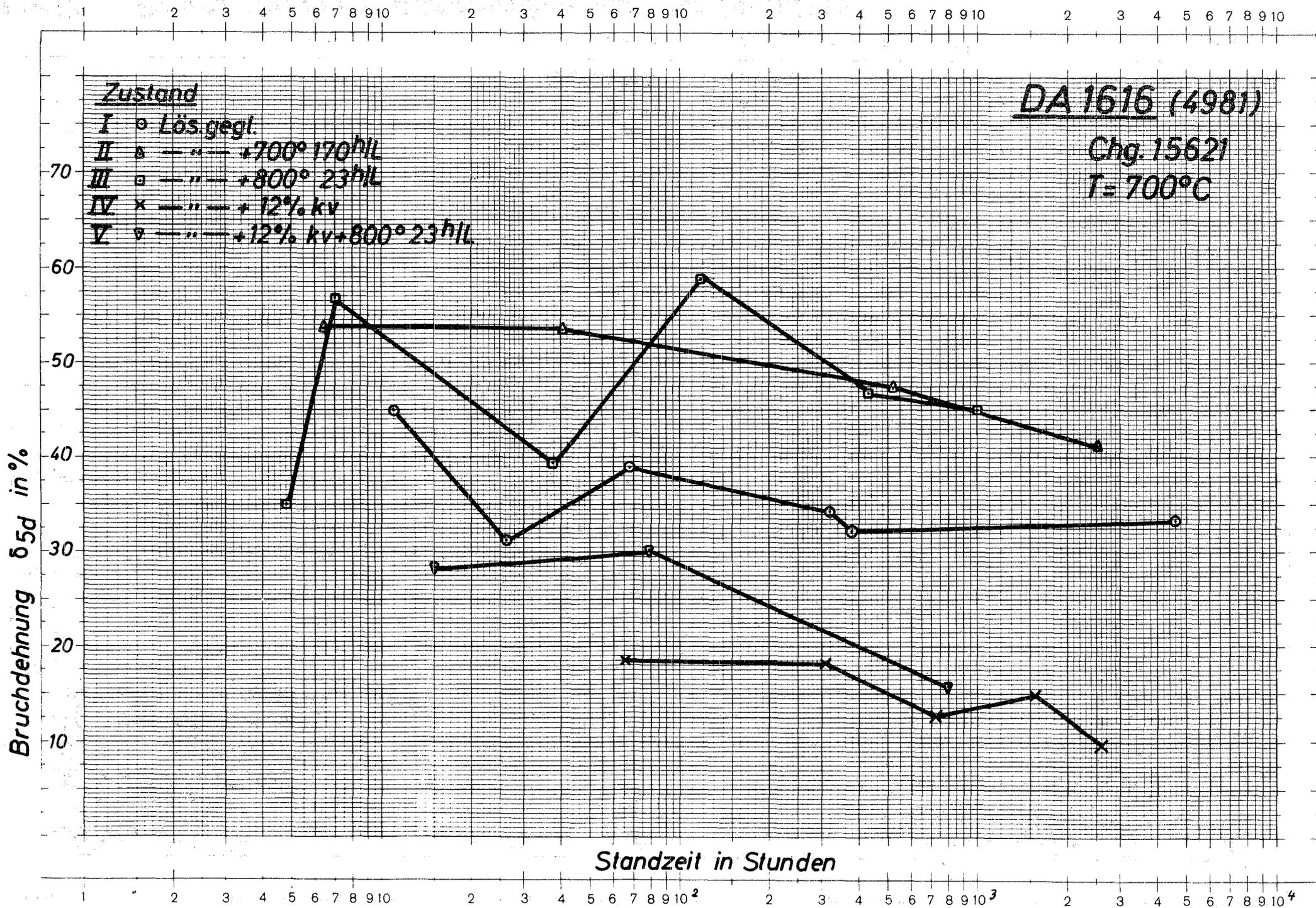


Bild 18: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

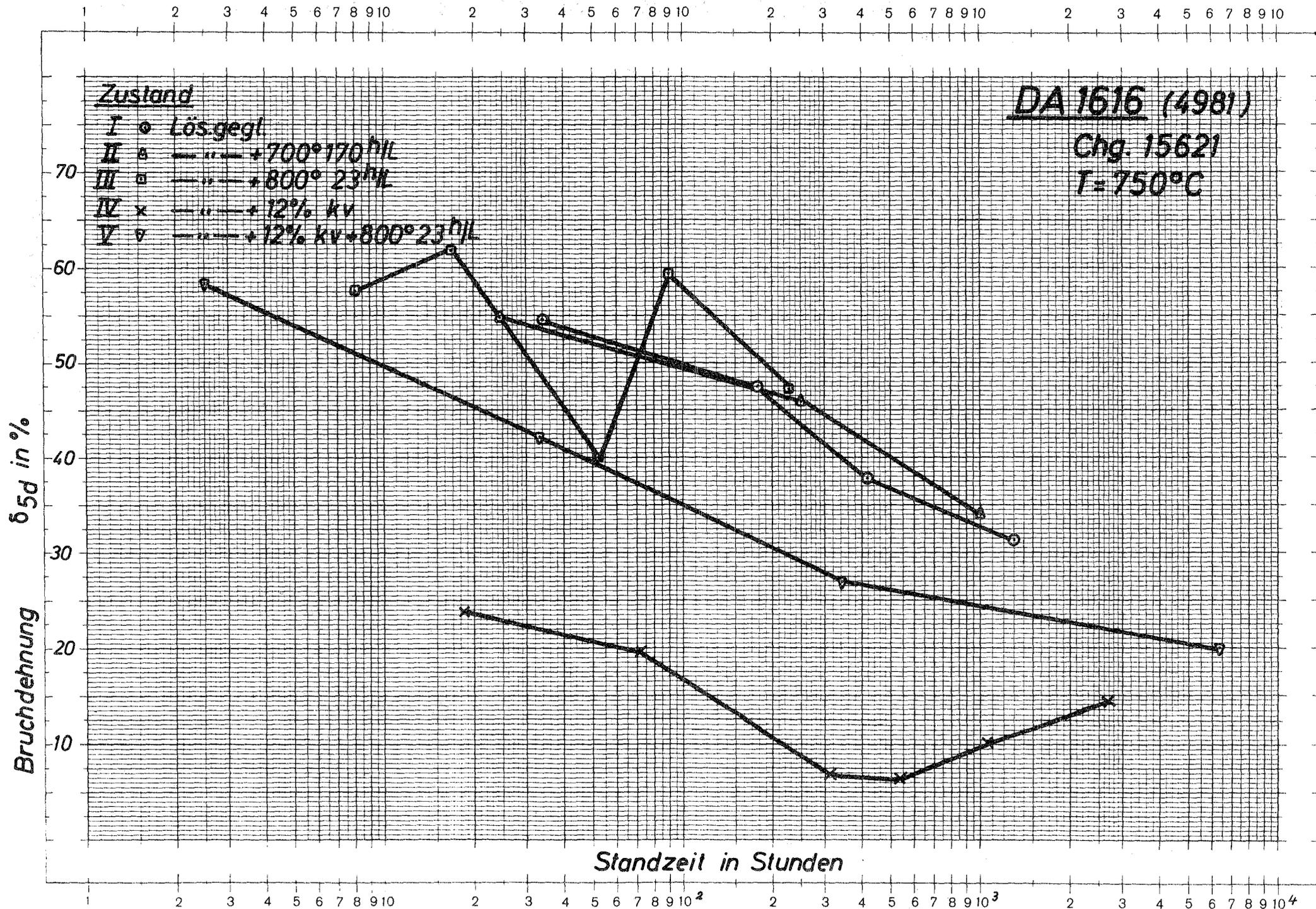


Bild 19: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

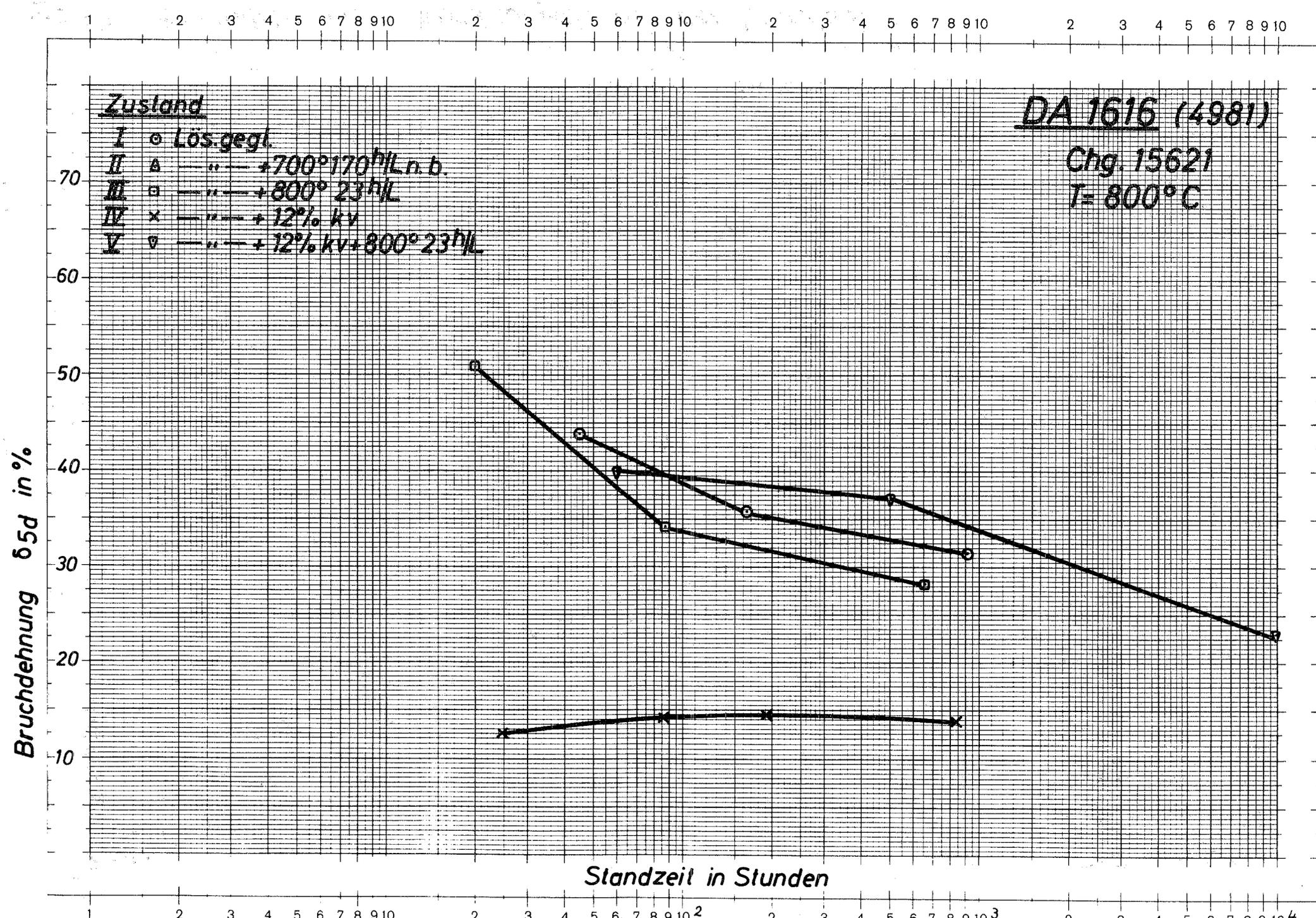


Bild 20: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

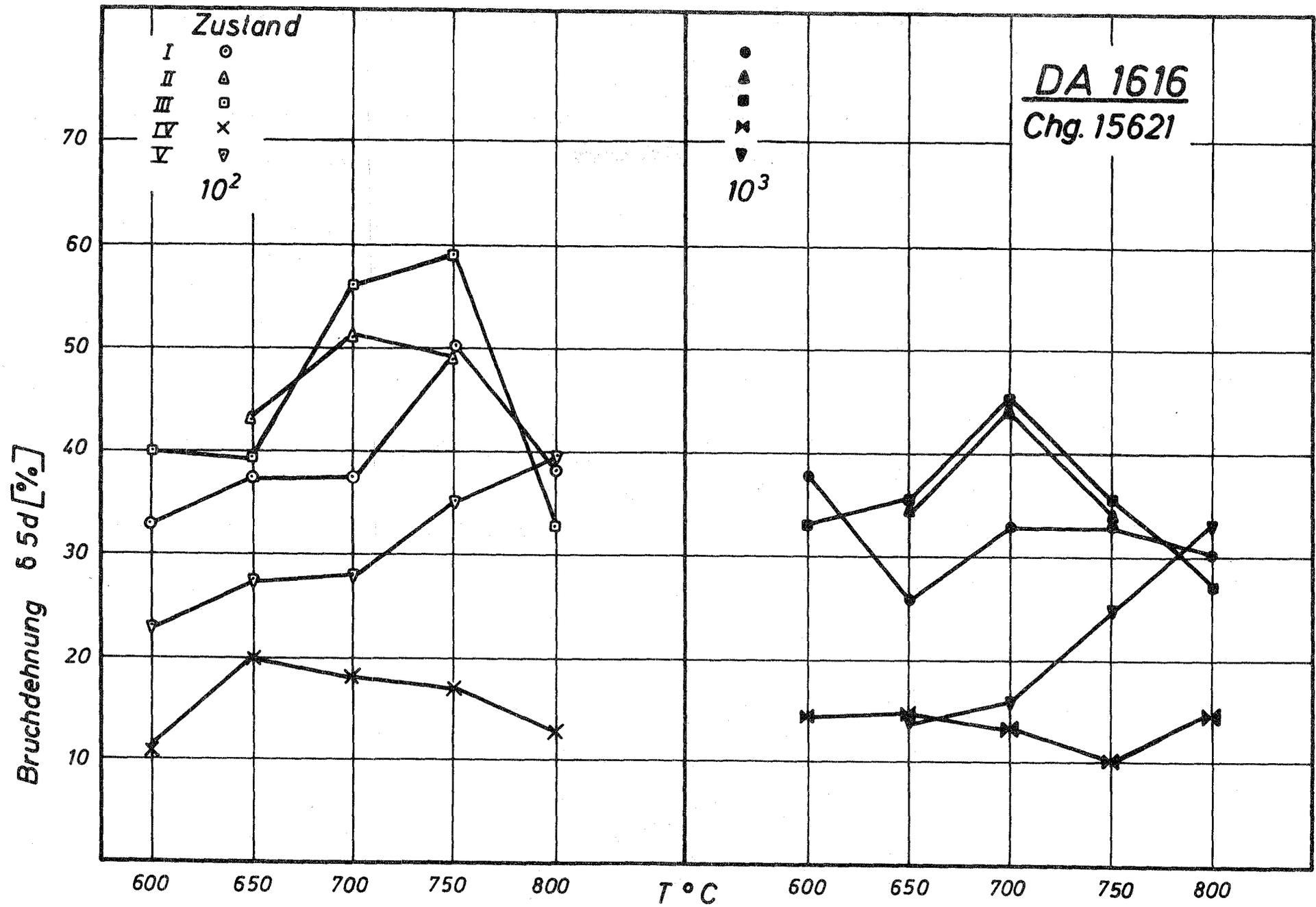


Bild 21 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Prüftemperatur für 10² und 10³ Std. Standzeit

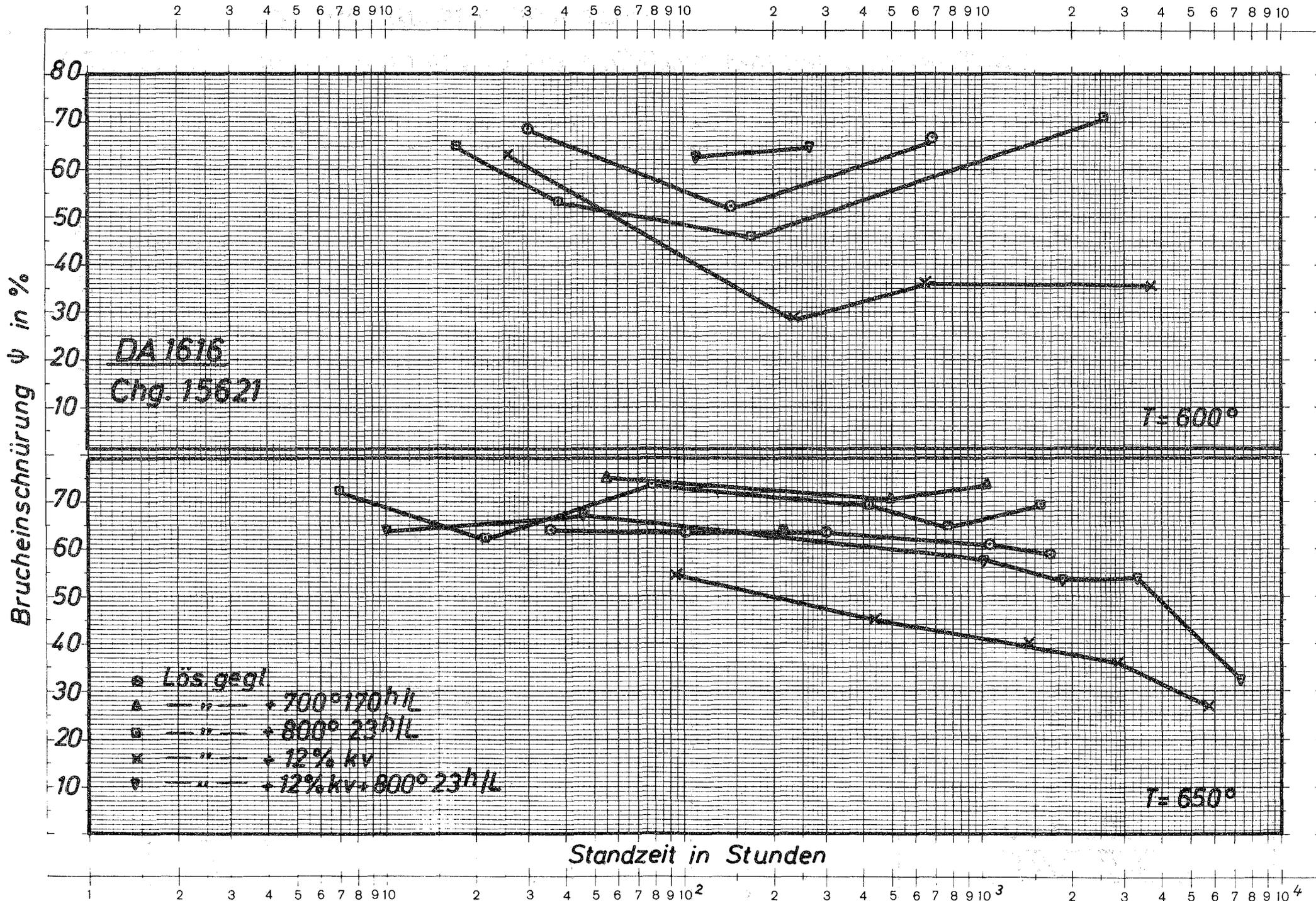


Bild 22: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

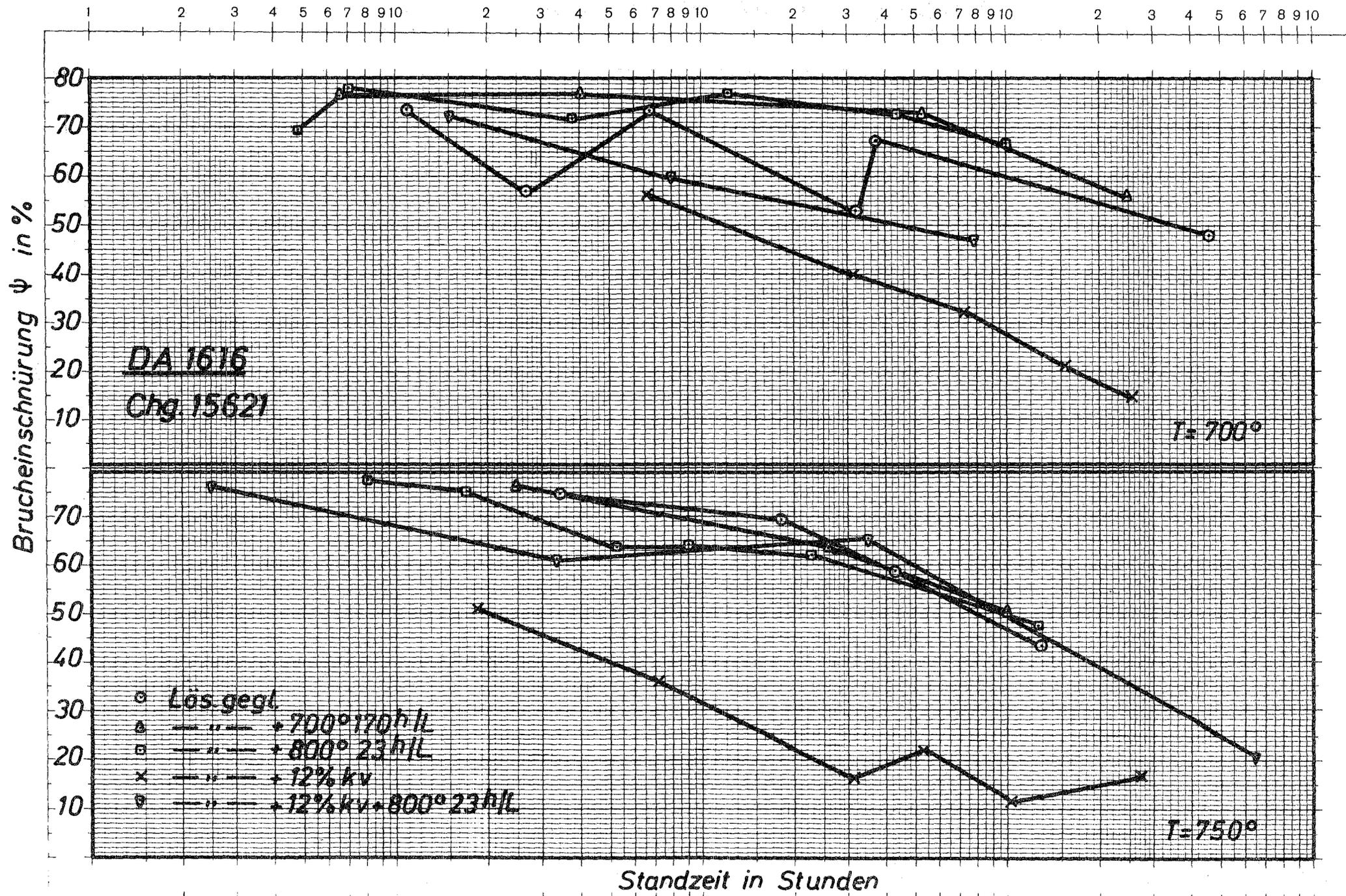


Bild 23: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit

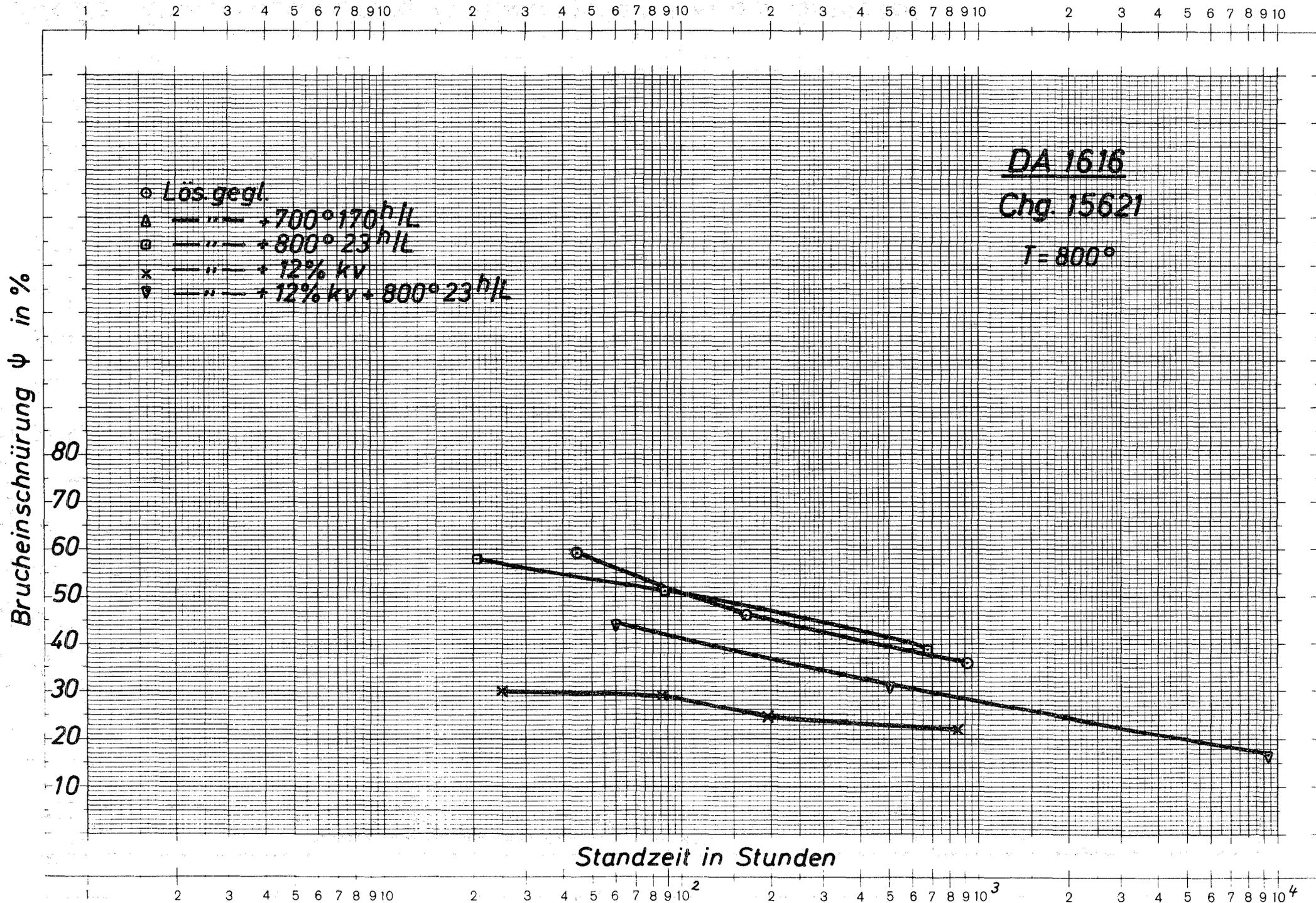


Bild 24: Bruchinschnürung in Abhängigkeit von der Standzeit

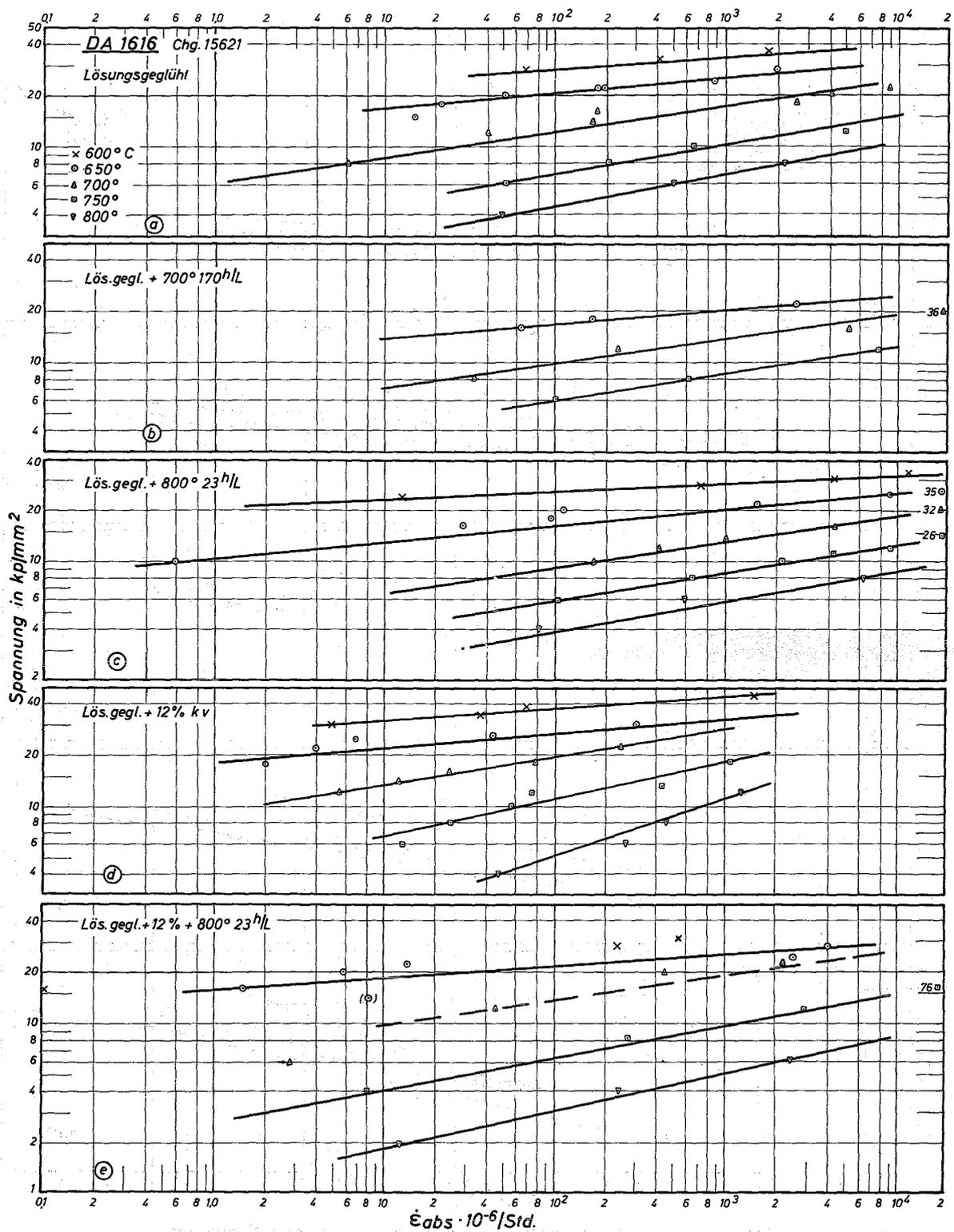


Bild 25: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung

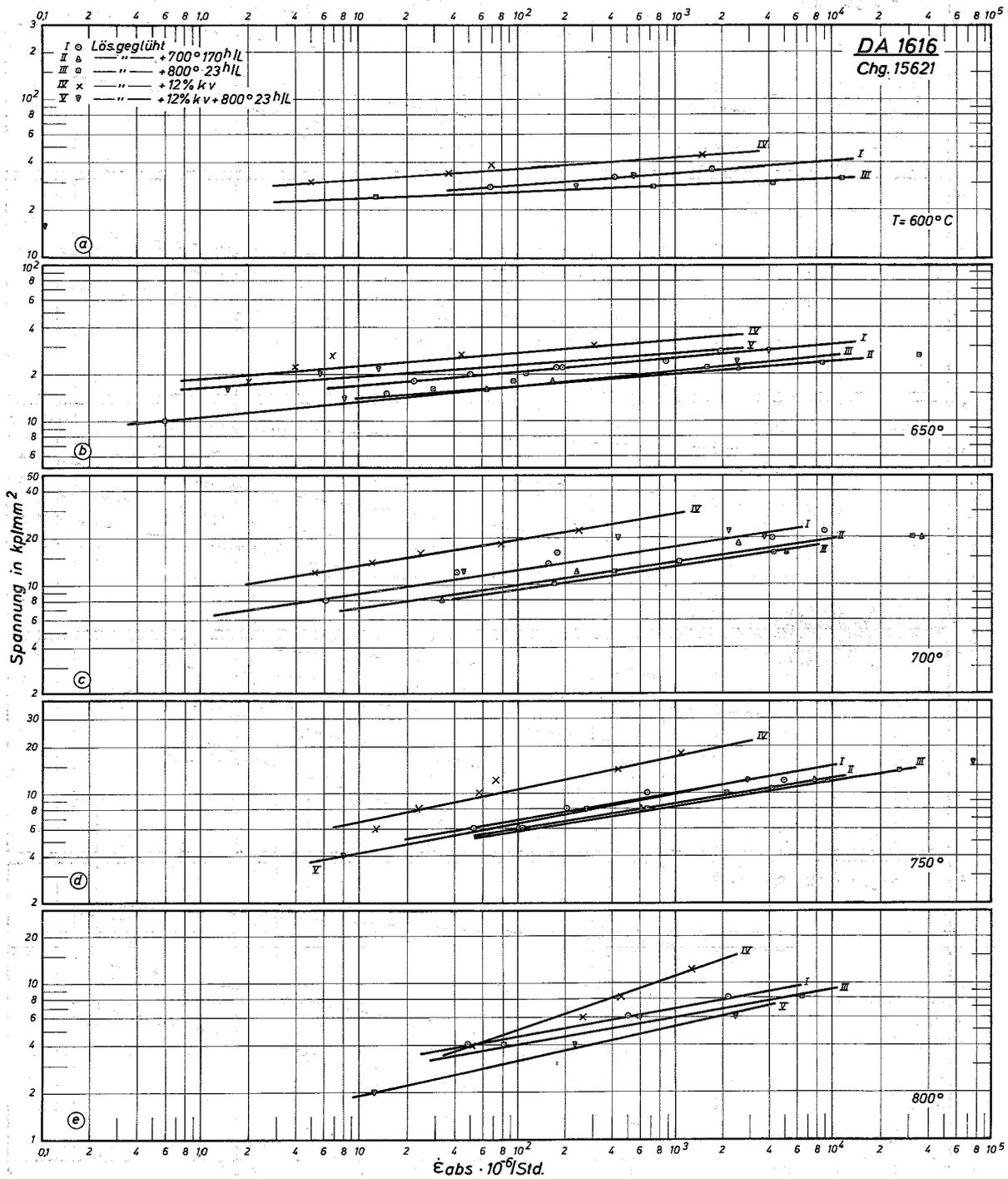


Bild 26: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung

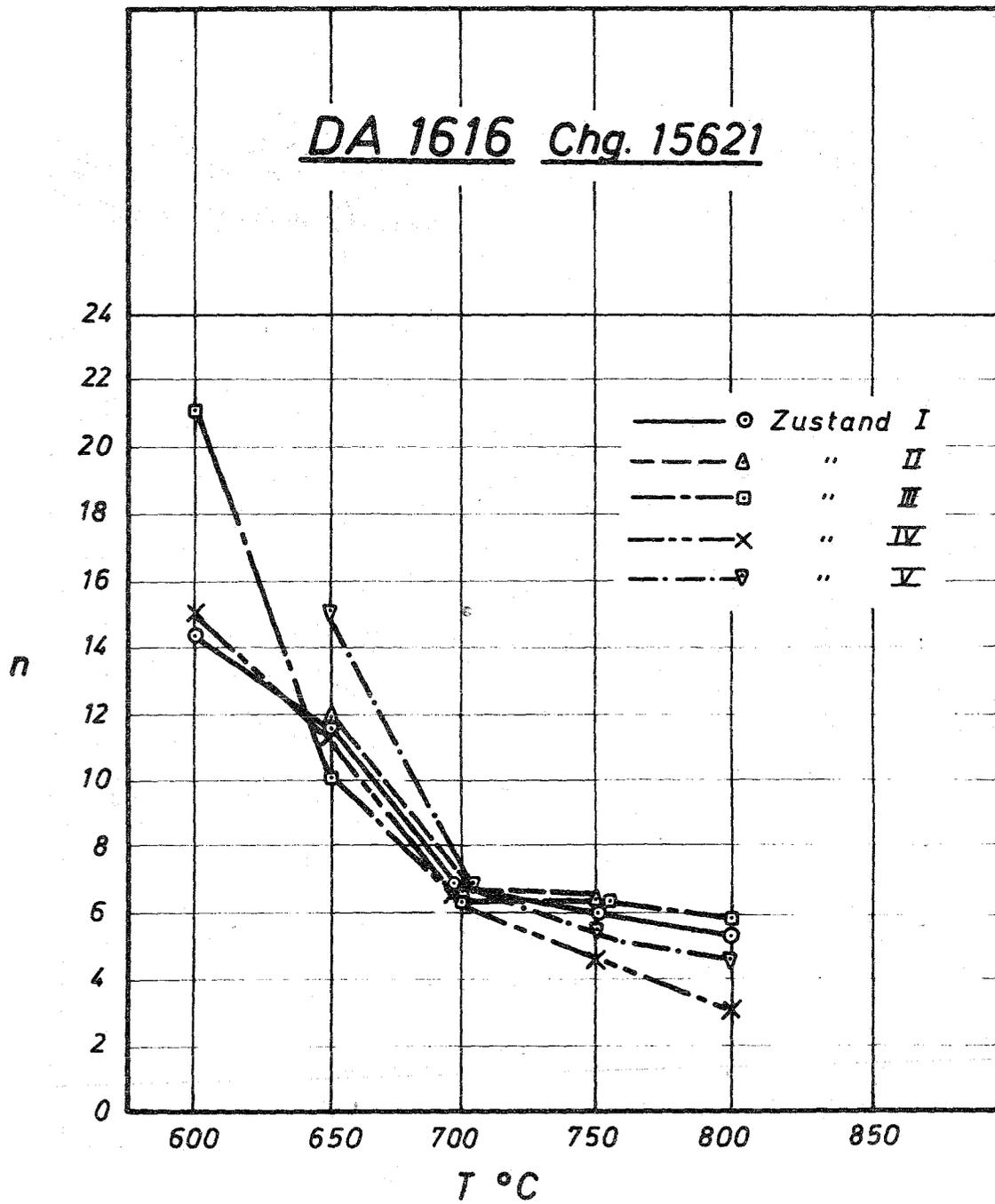


Bild 27: *Abhängigkeit des Spannungsexponenten n von der Prüftemperatur*

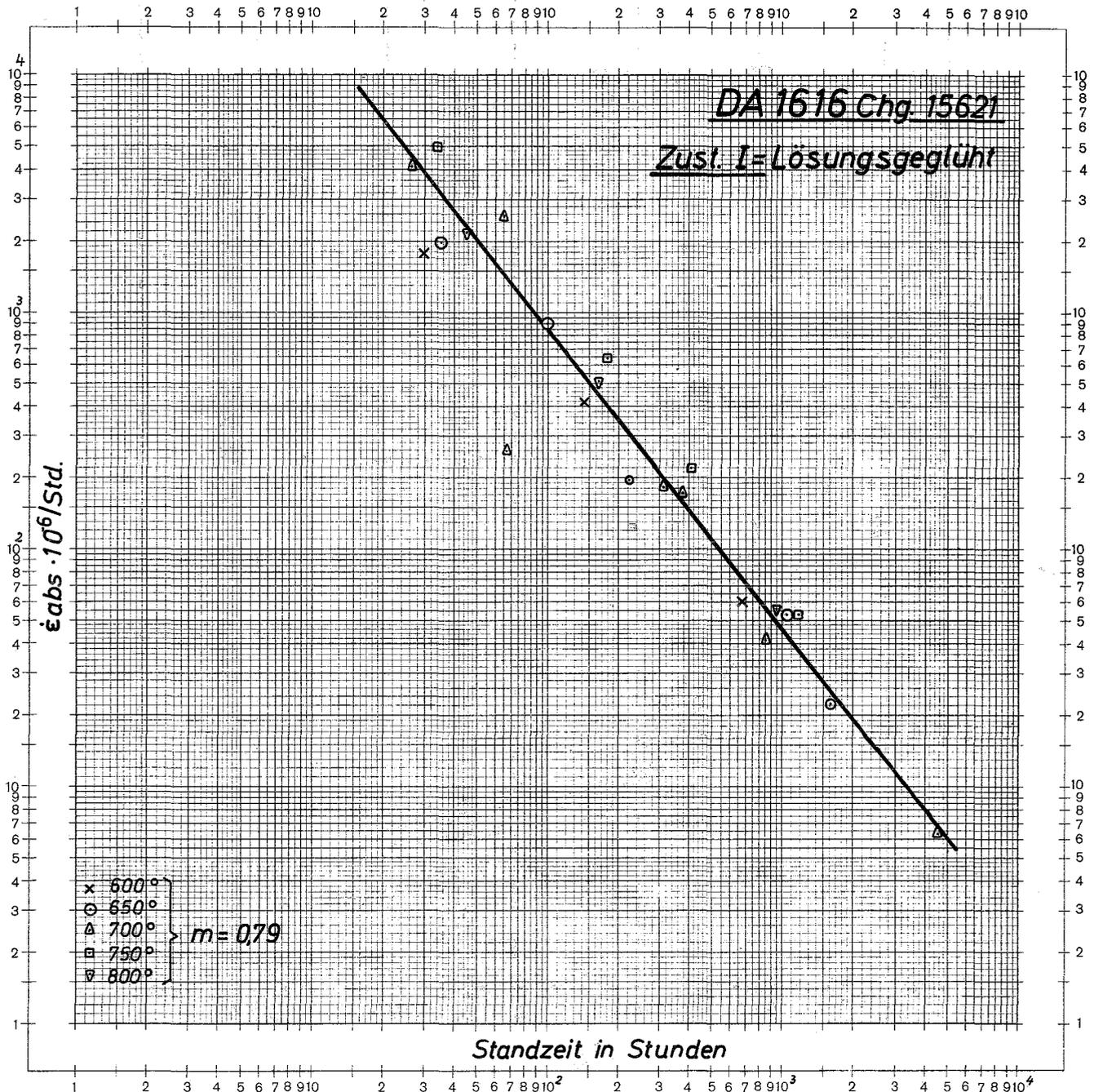


Bild 28: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

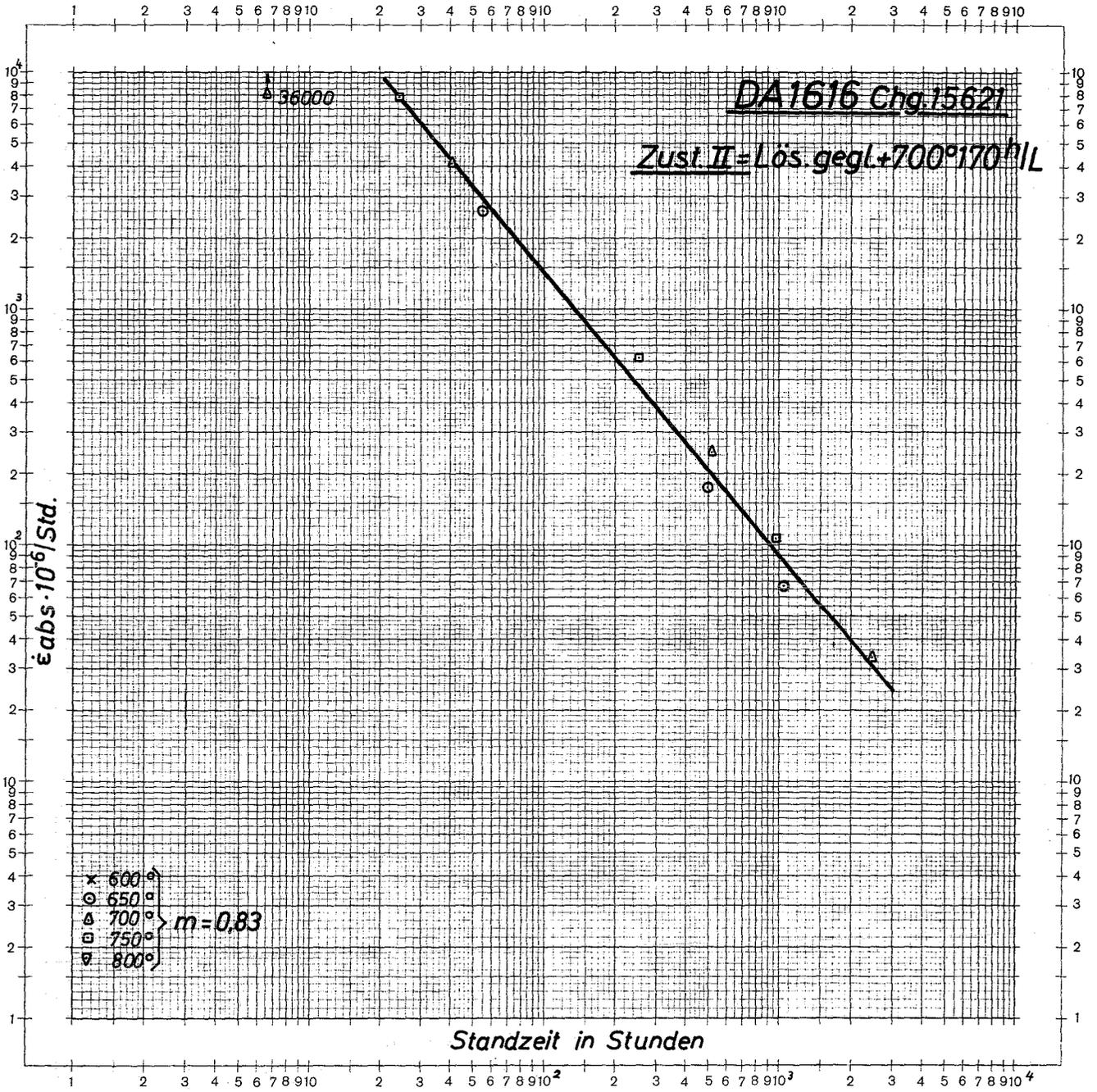


Bild 29: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

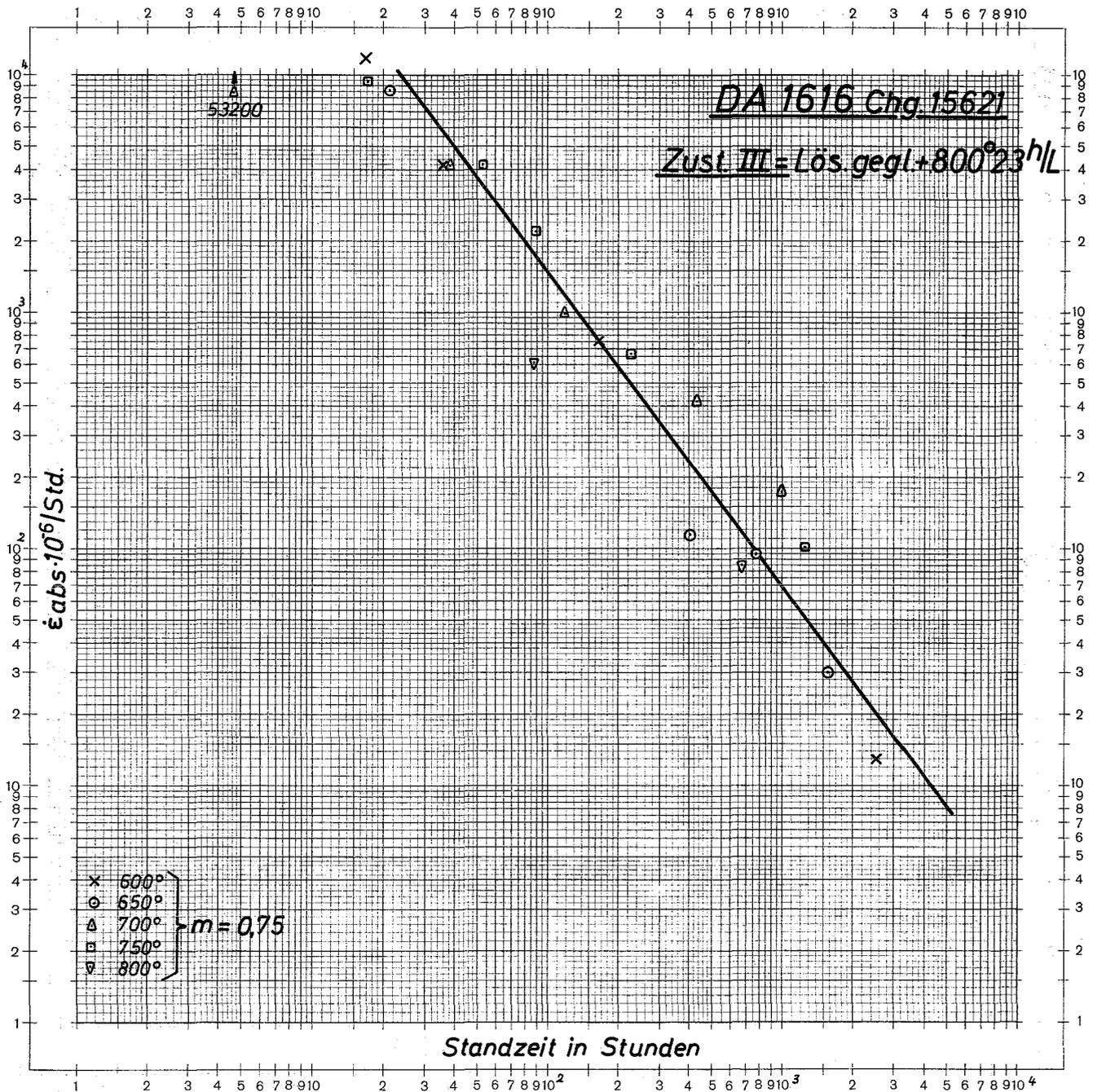


Bild 30: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

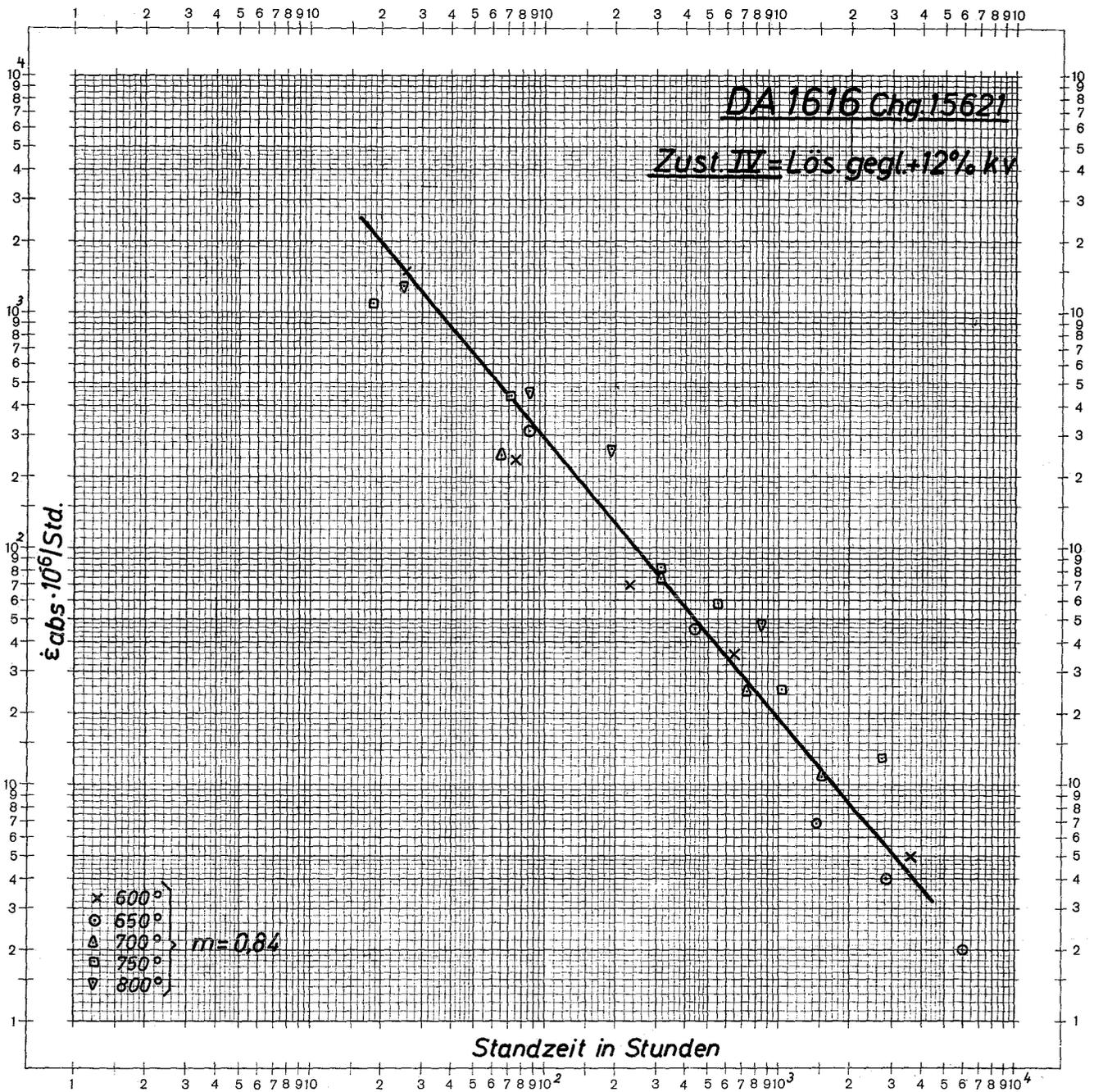


Bild 31 : Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

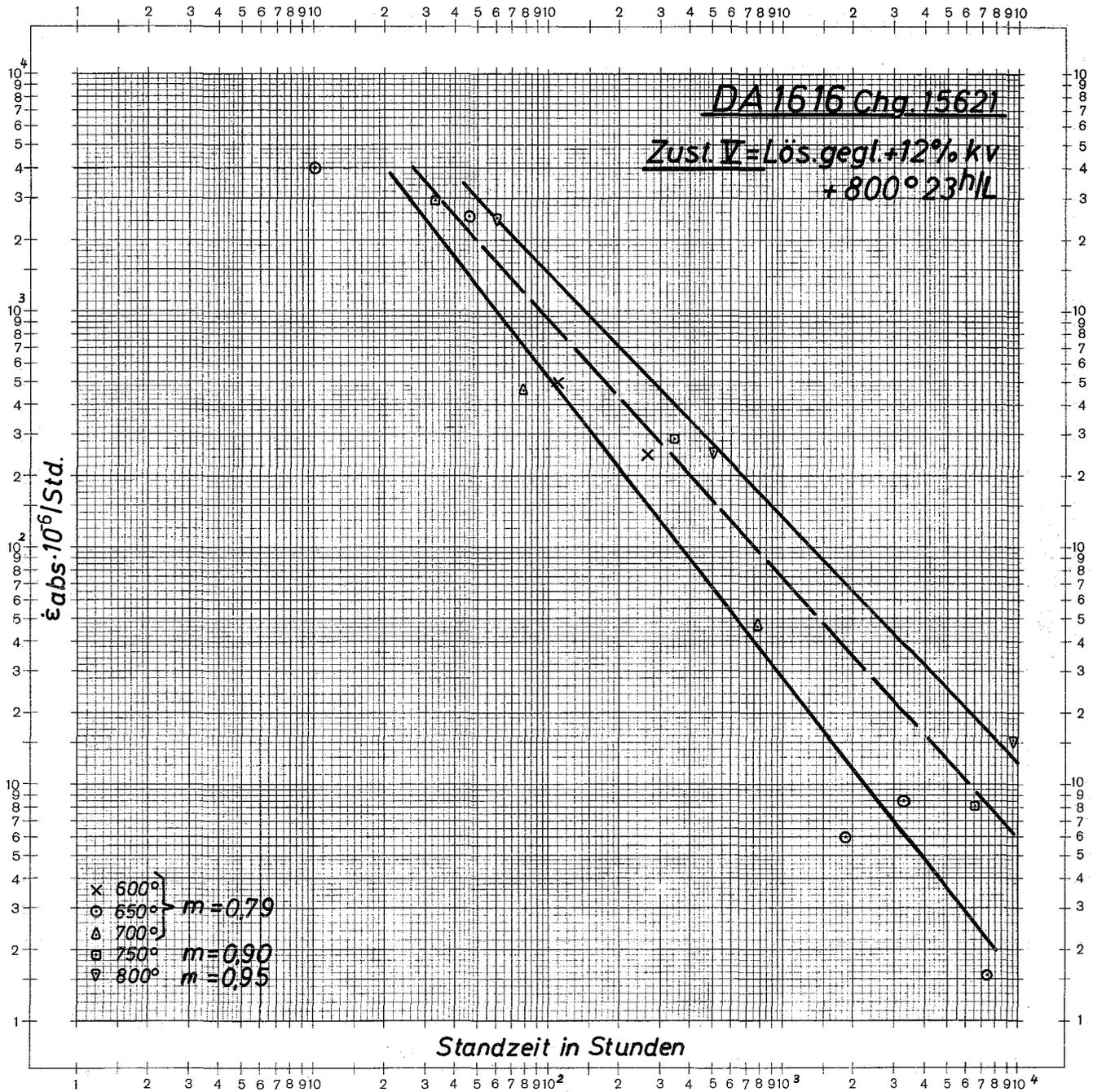


Bild 32: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit

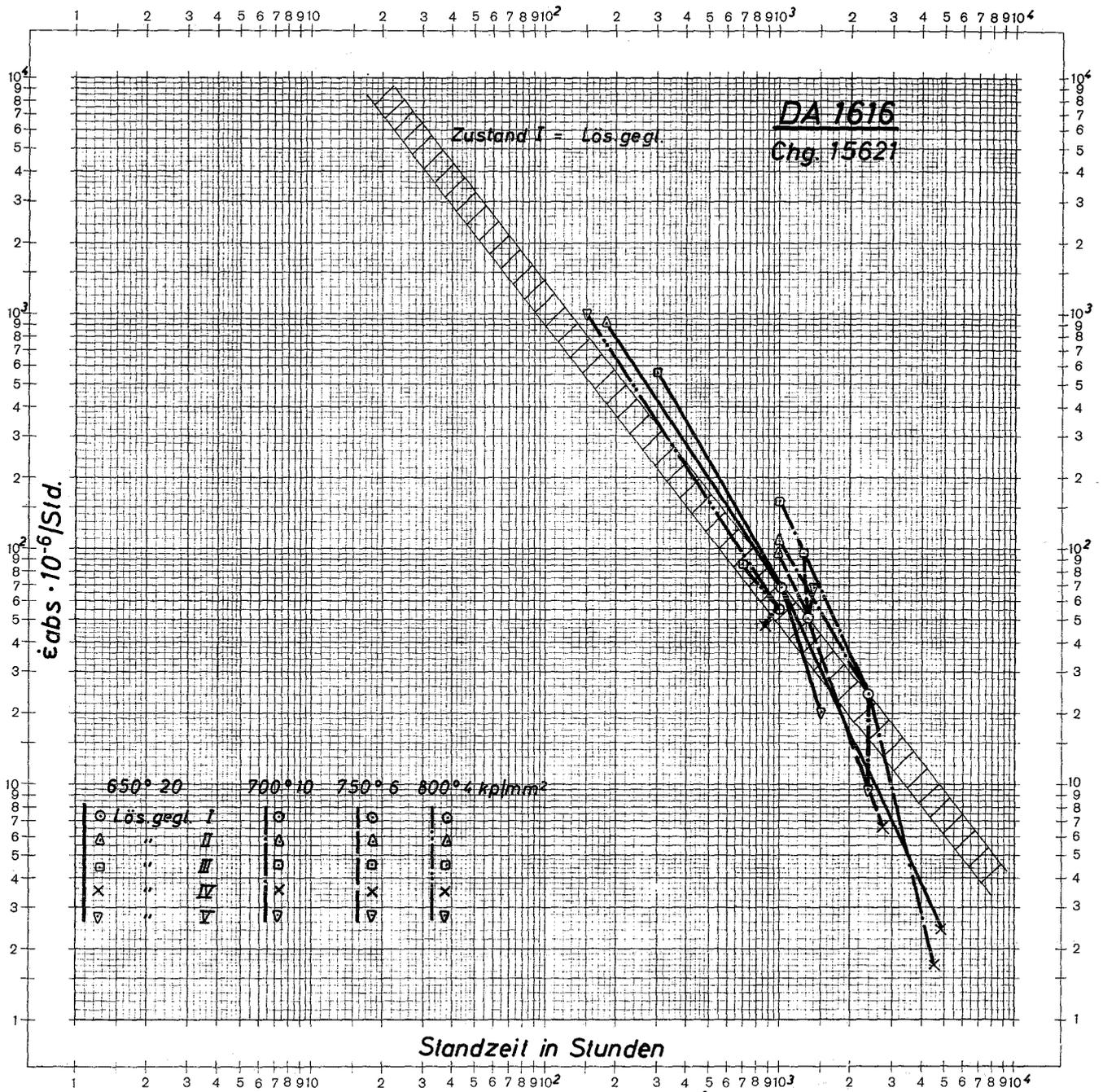


Bild 33: Einfluß der Vorbehandlung auf $\dot{\epsilon}_{abs}$ bzw. t_B

DA 1616 Chg. 15621

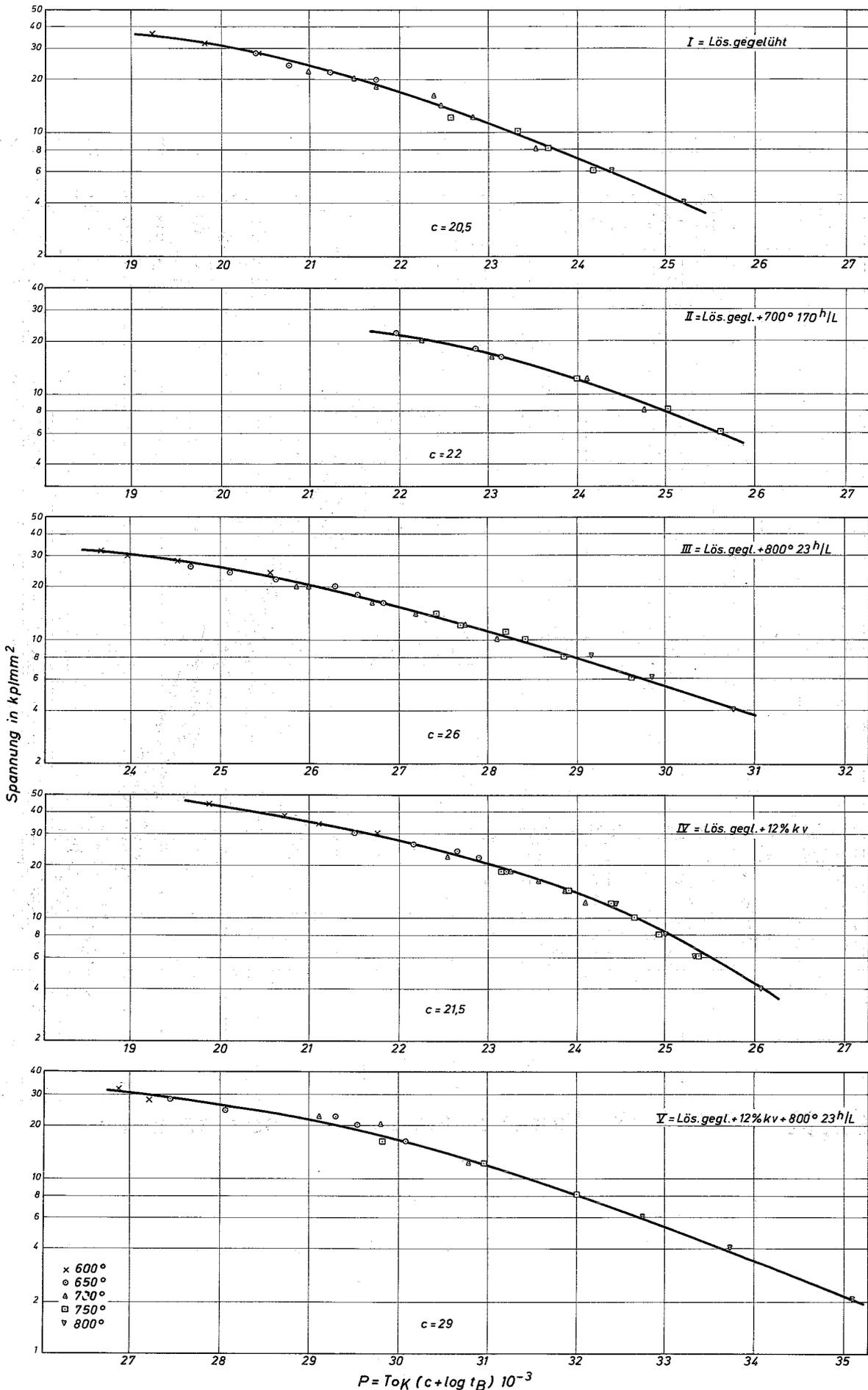
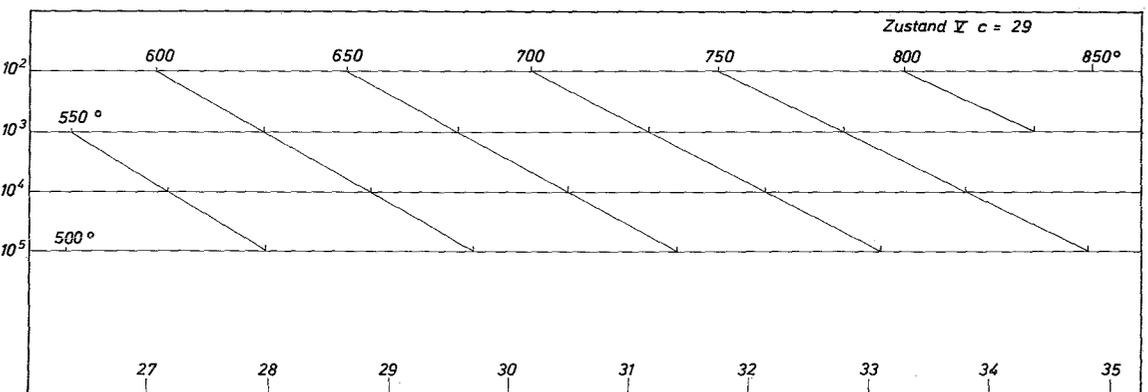
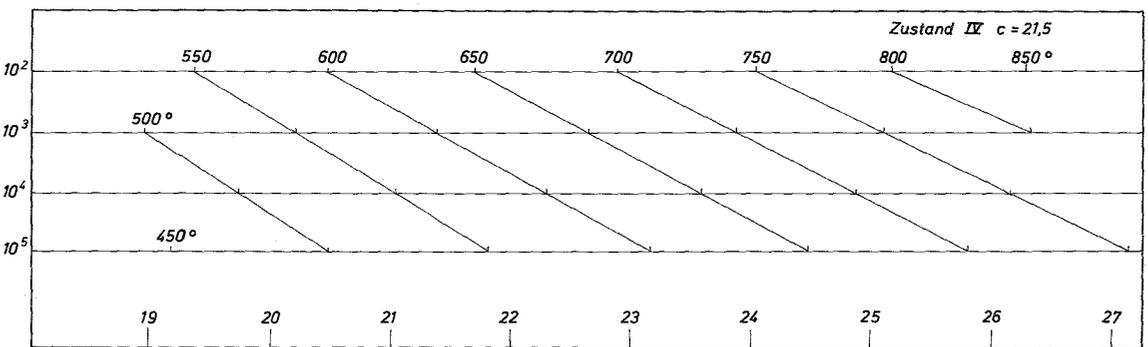
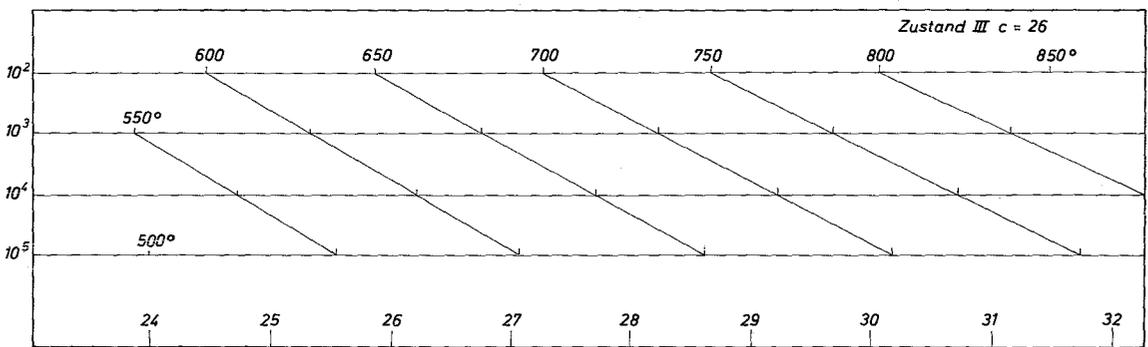
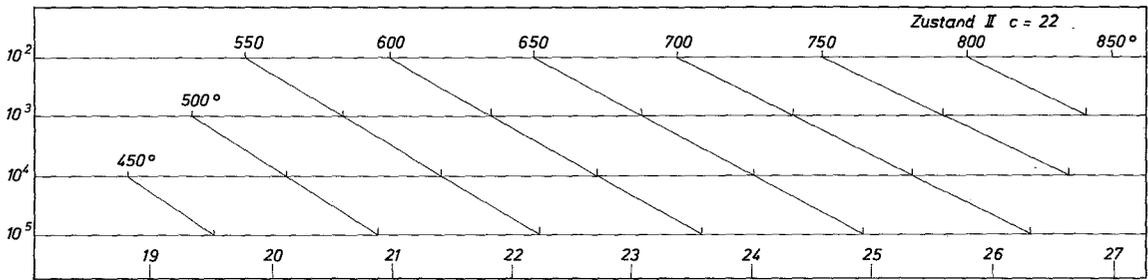
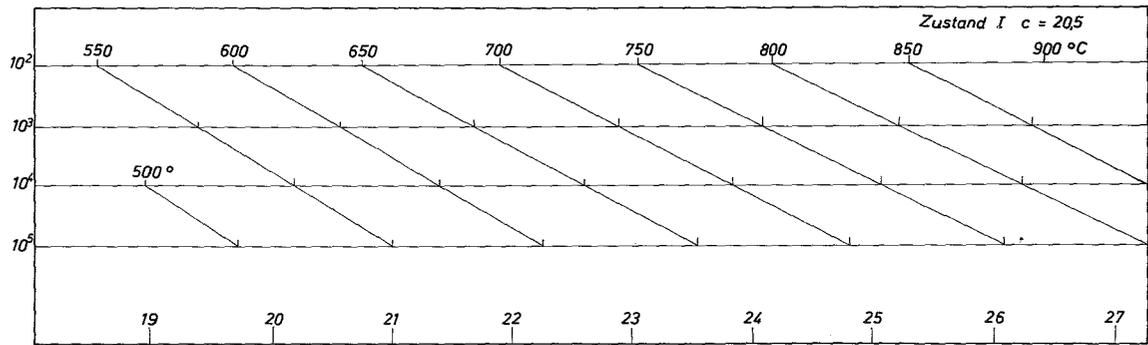


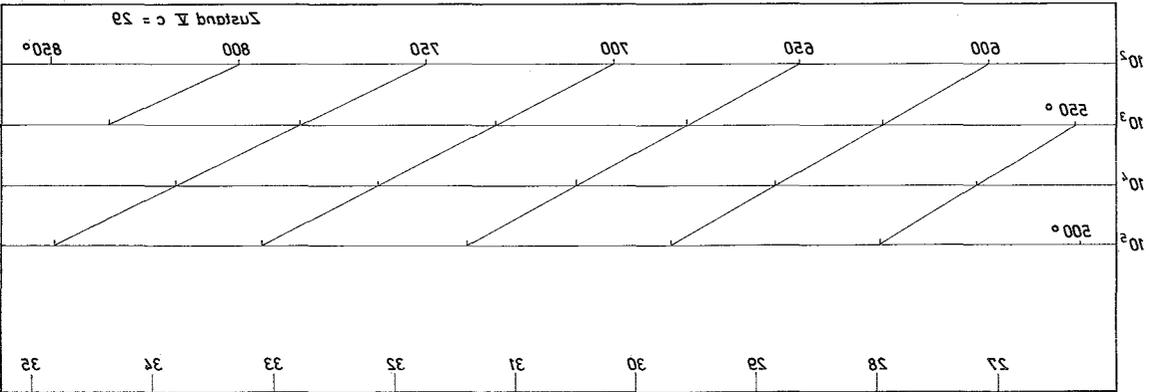
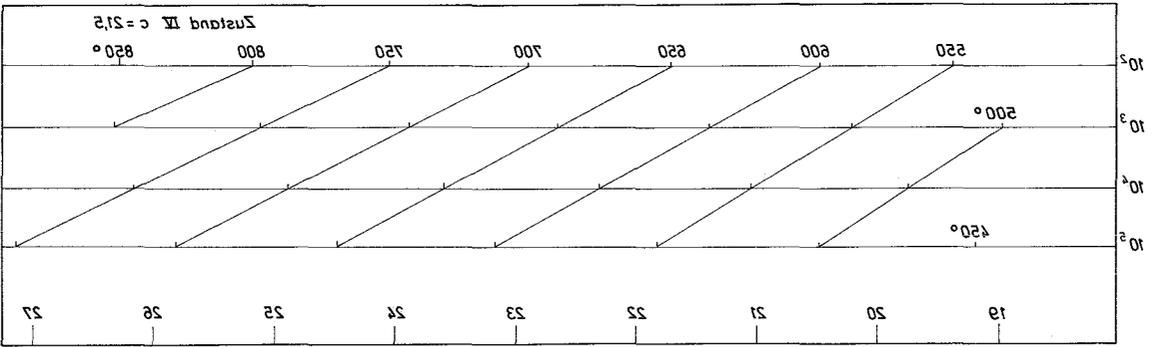
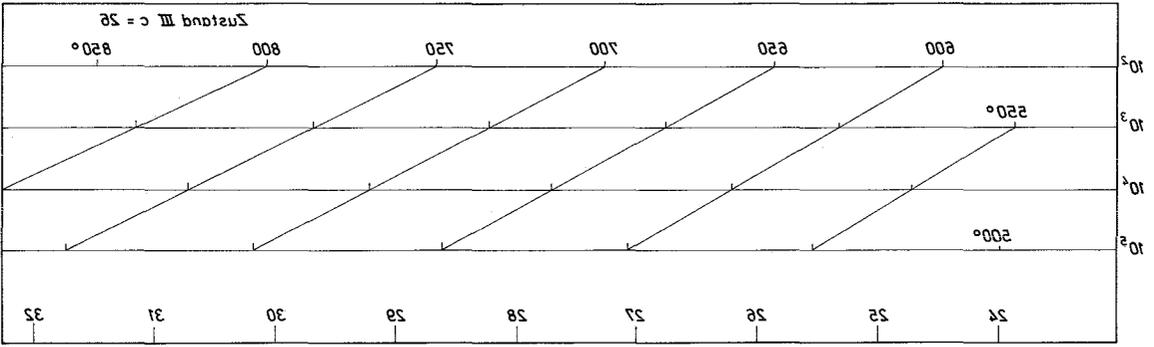
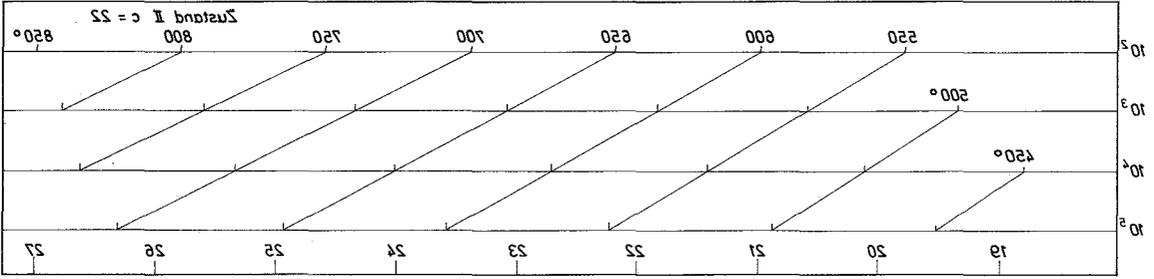
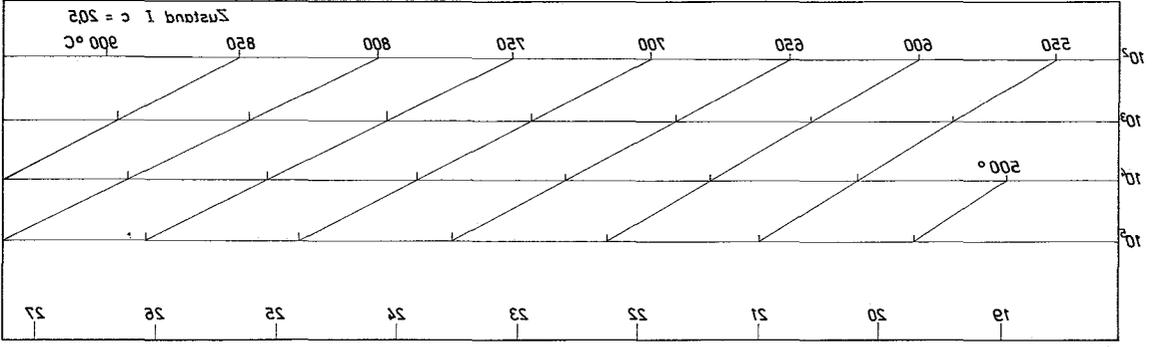
Bild 34:

Zeitstand - Hauptkurven (Larson-Miller-Parameter)



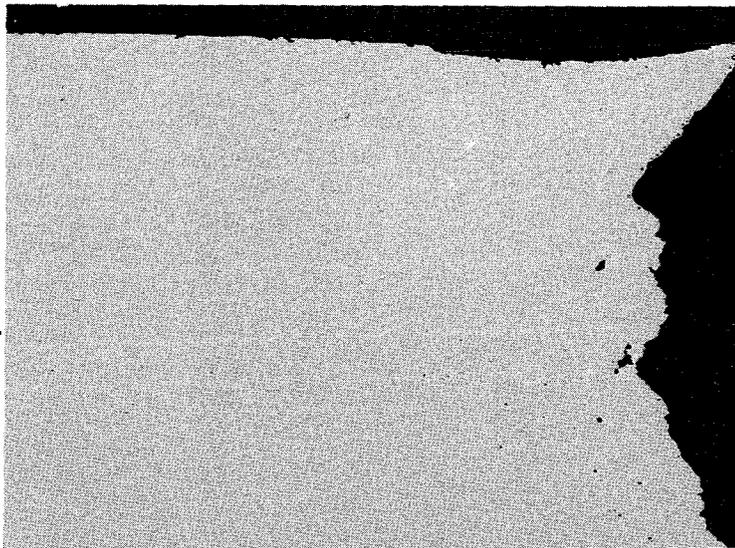
Auflösungsnetz zu Bild 34:

(Larson - Miller - Parameter)



Auflösungsnetz zu Bild 34: (Larson-Miller-Parameter)

DA 1616 Chg. 15621



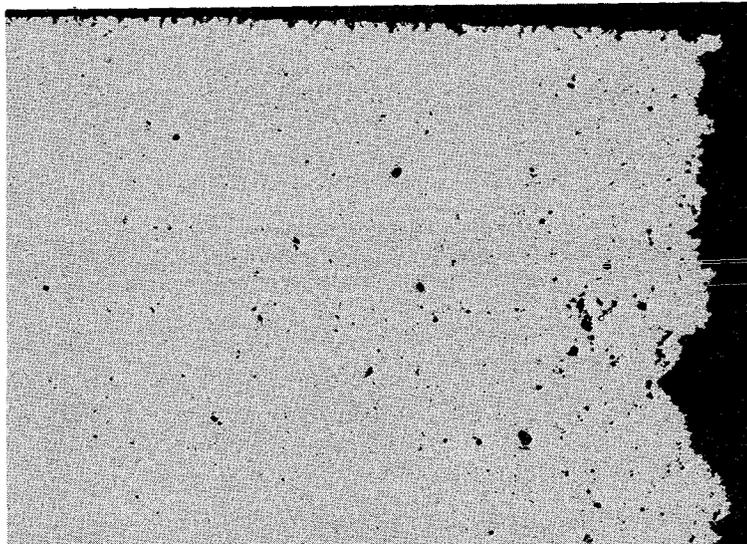
a

$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 22 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 11 \text{ Std}$

Zustand: Lös.-geglüht

10453

x30



b

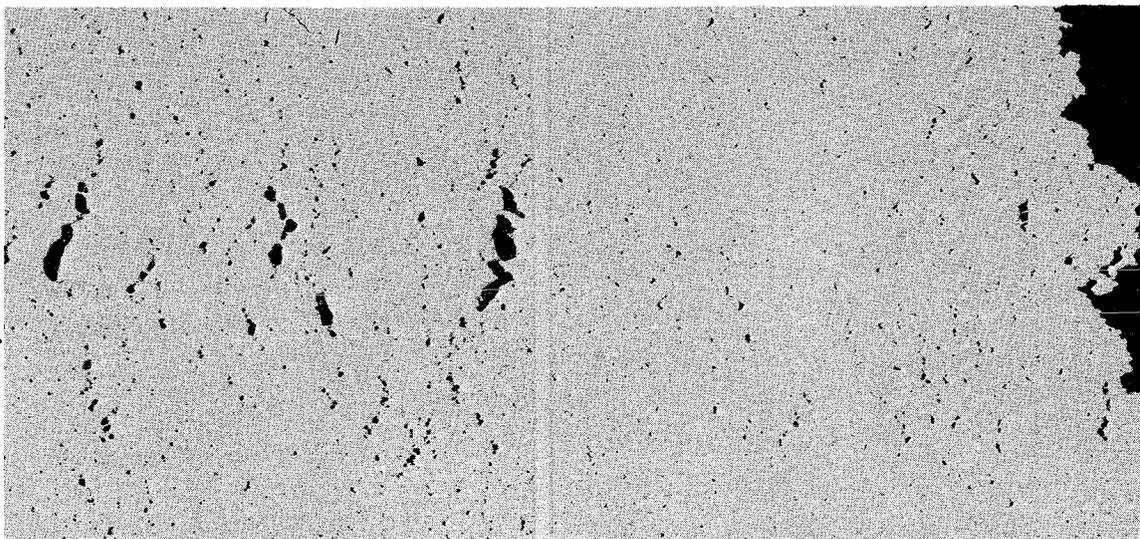
$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 8 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 2408 \text{ Std}$

Zust.: Lös.-gegl. +
 $700^{\circ} 170^{\text{h}}/\text{L}$

11197

$T = 700^{\circ}$ $\sigma = 14 \text{ kp/mm}^2$ $t_R = 1515 \text{ Std}$

Zust.: Lös.-gegl. + 12% kaltverf.



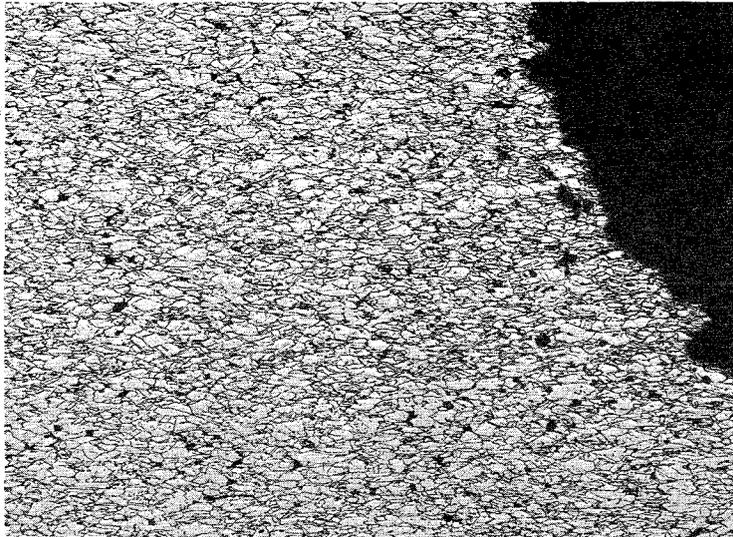
c

10668/a

10668/b

x30

a



$T = 700^{\circ}$
 $\sigma = 20 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 26,5 \text{ Std}$

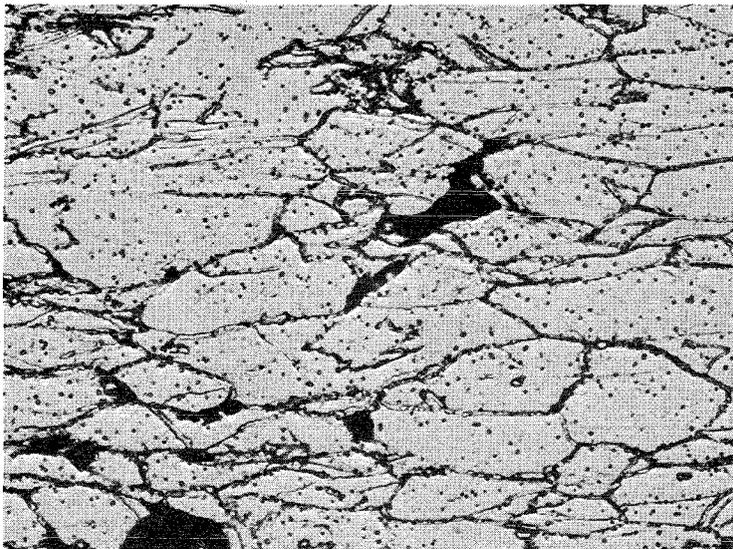
Zust.: Lös.-geglüht

11288

$HV_{30} = 247-252$

x100

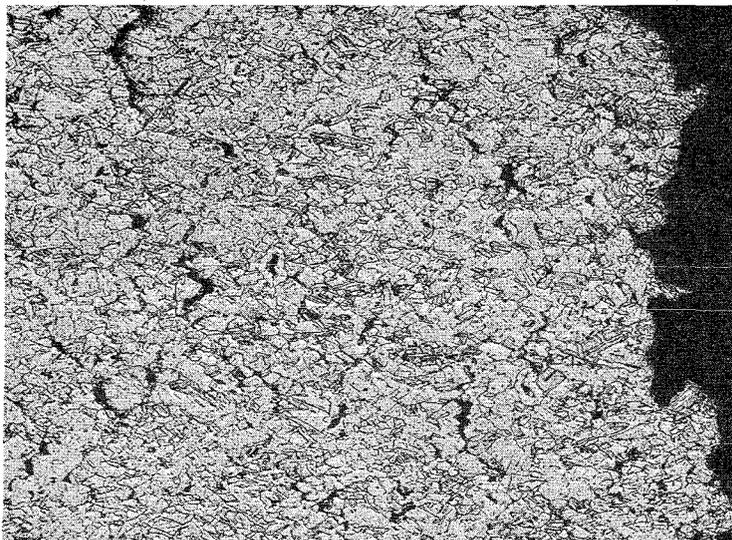
b



11289

x1000

c



Zust.: 12% kaltverformt

$T = 700^{\circ}\text{C}$
 $\sigma = 14 \text{ kp/mm}^2$
 $t_B = 1515 \text{ Std}$

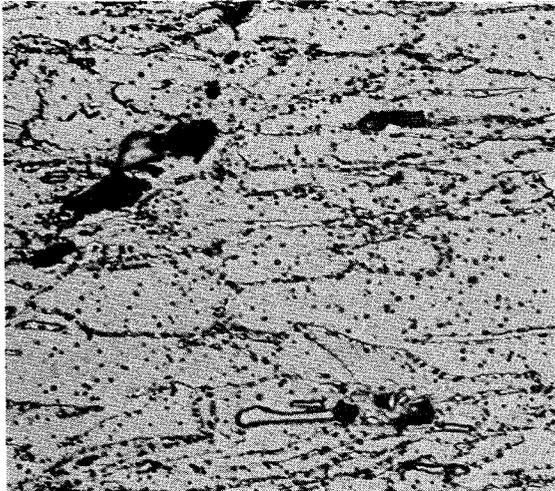
10669

$HV_{30} = 184-198$

x100

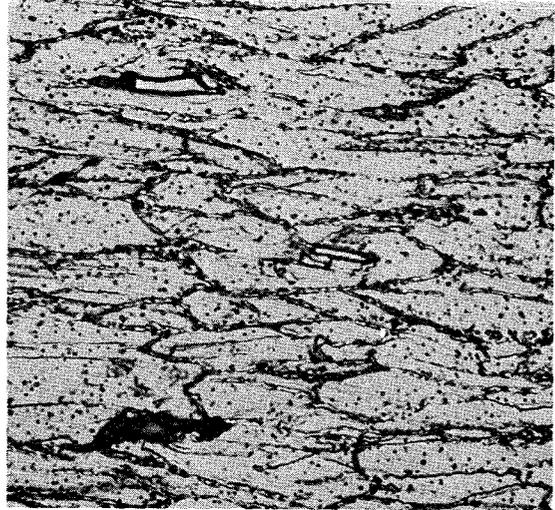
Zustand 1 =lösungsgeglüht

600° 36 kp/mm² 30 Std



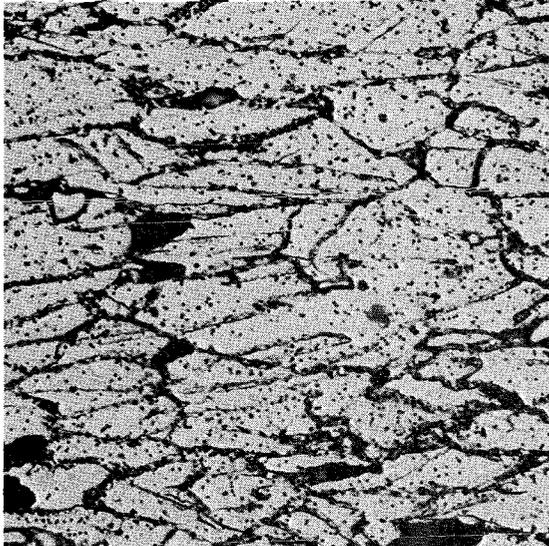
11273 HV₃₀ = 202-227

650° 28 kp/mm² 36 Std



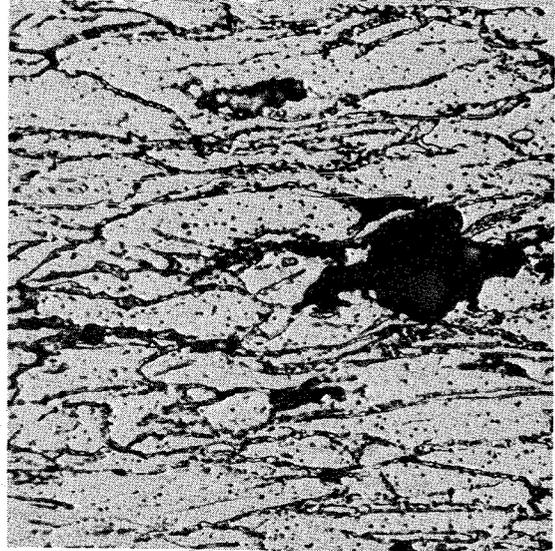
11281 HV₃₀ = 230-252

600° 32 kp/mm² 145 Std



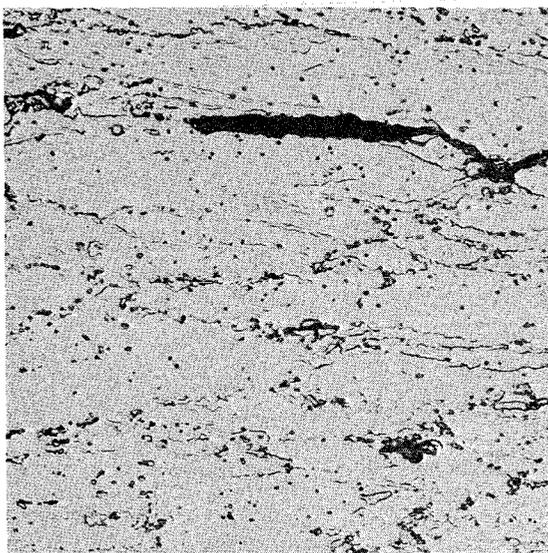
11277 HV₃₀ = 245-260

650° 24 kp/mm² 101 Std



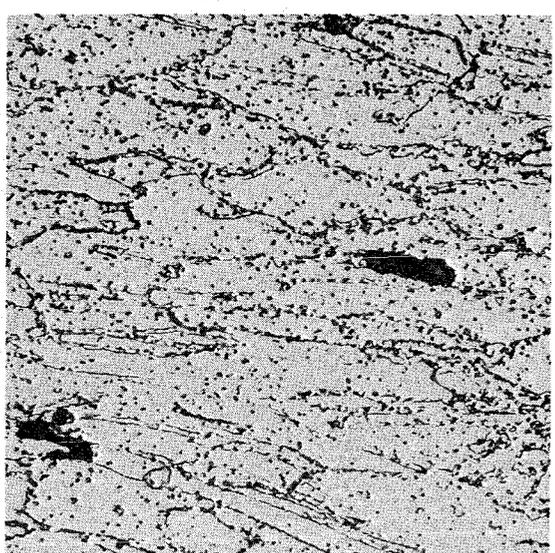
11285 HV₃₀ = 221-245

600° 28 kp/mm² 687 Std



9415 HV₃₀ = 198-223

650° 20 kp/mm² 1074 Std

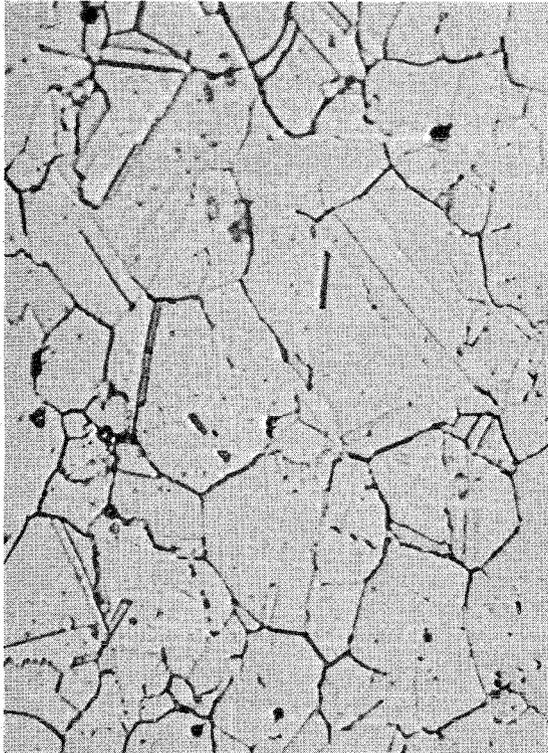


9419 HV₃₀ = 206-232

Zustand 5=Lösungsgeglüht+12% kv +800°23^h/Luft

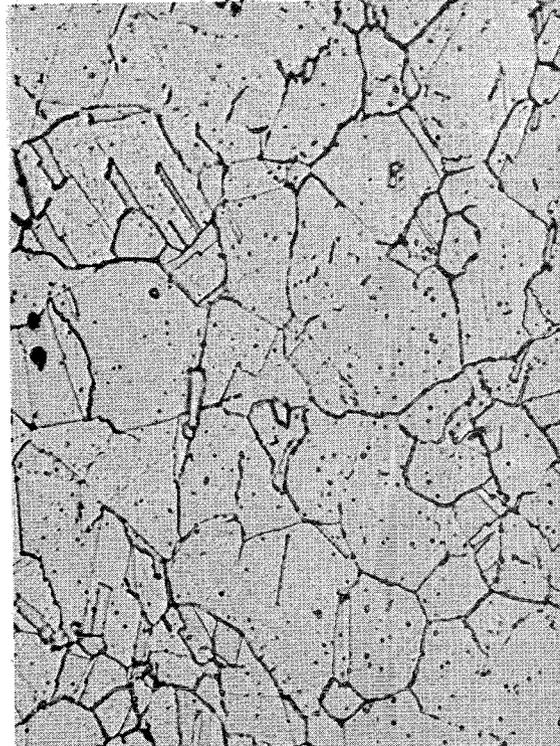
Probenkopf

650° 28 kp/mm² 1o Std



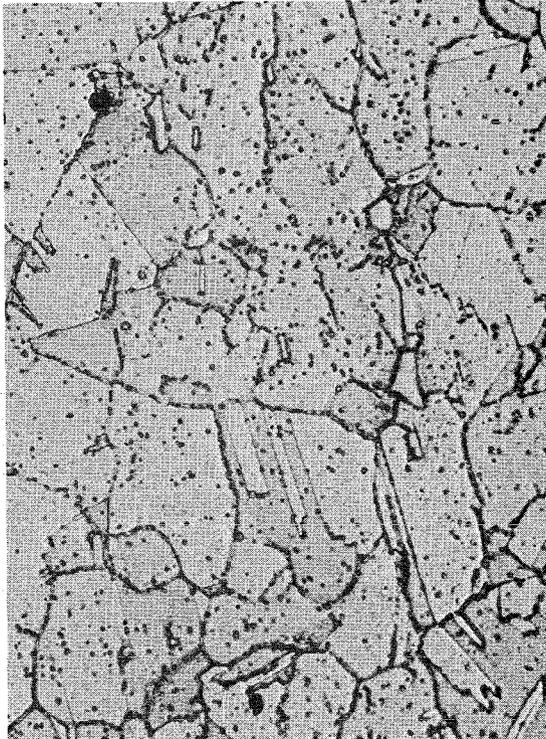
9448 HV₃₀=212-214

650° 24 kp/mm² 46 Std



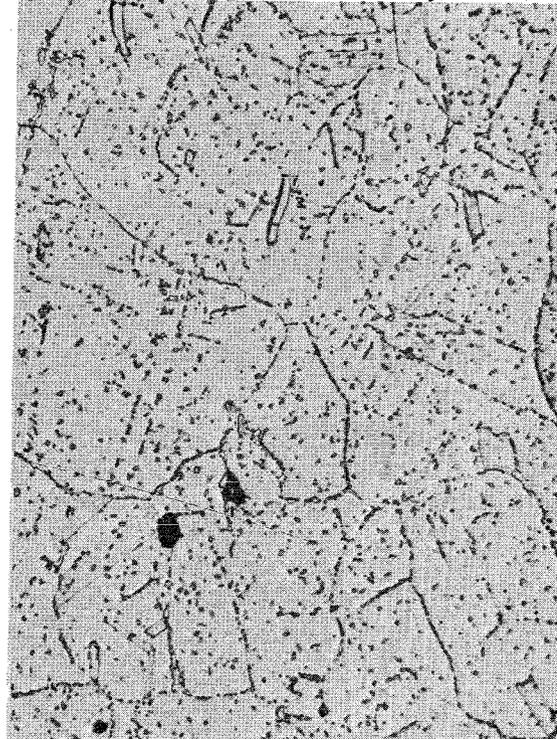
11302 HV₃₀=207-210

650° 22 kp/mm² 1004 Std



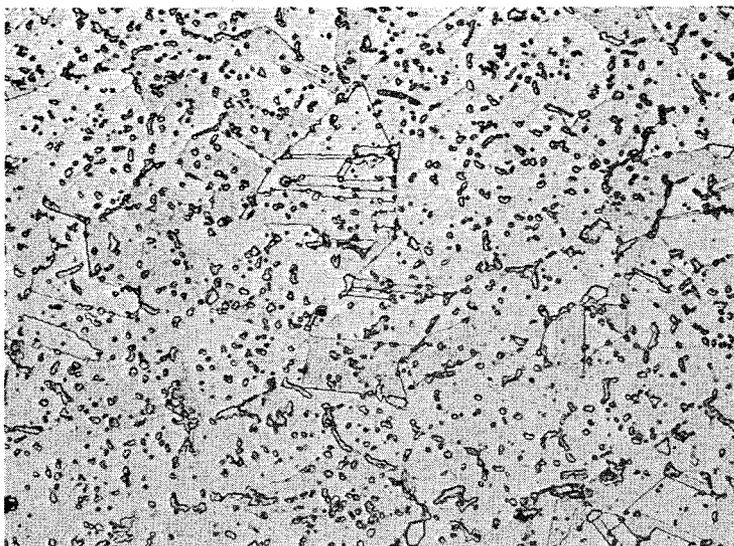
11306 HV₃₀=216-218

650° 16 kp/mm² 7225 Std



11310 HV₃₀=210-214

x 1000

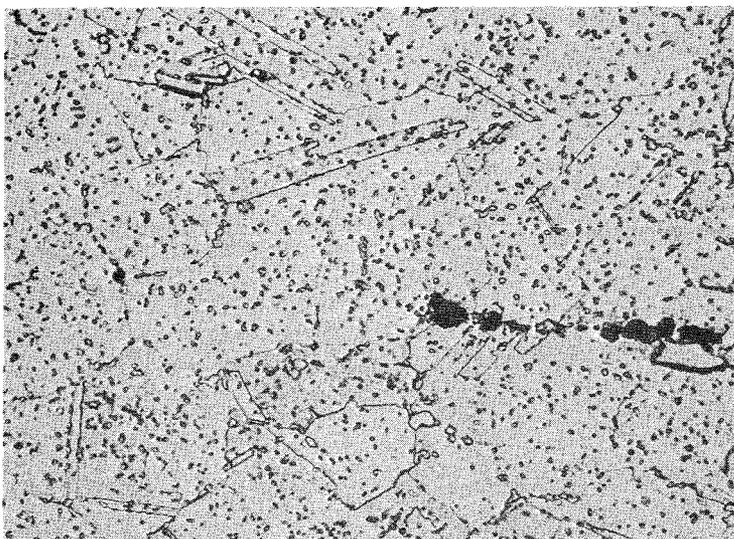


Zustand 2 =
lös.-gegl.+700°170^h/L

700° 8 kp/mm²
2408 Std

11200

HV₃₀=168-171



Zustand 4 =
lös.-gegl.+12% k.v.

700° 12 kp/mm²
2555 Std

11483

HV₃₀=206-210



Zustand 5 =
lös.-gegl.+ 12% k.v.+
800°23^h/Luft

800° 2 kp/mm²
9304 std

12278

HV₃₀=145-150

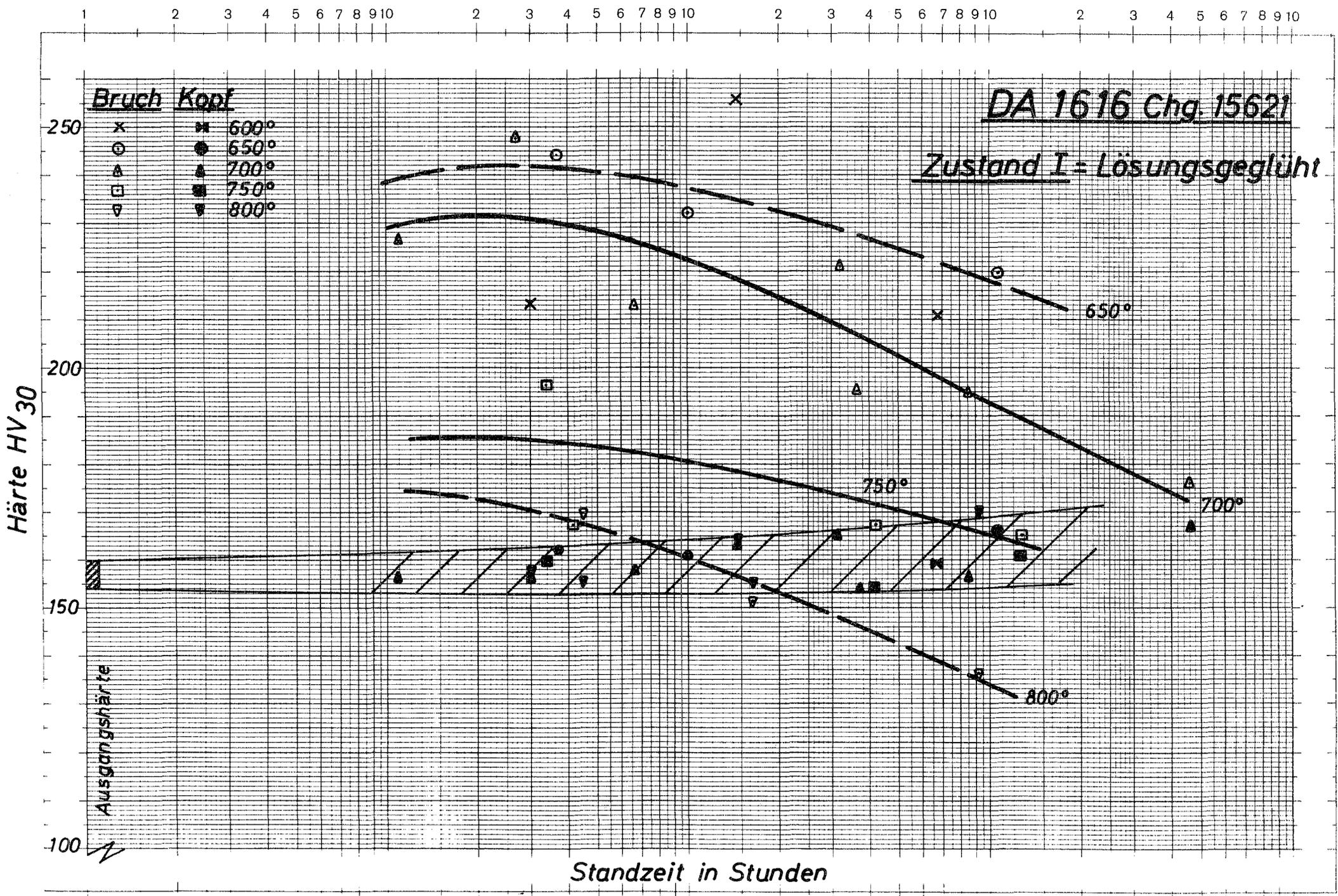


Bild 40: Härte nach dem Zeitstandversuch in Abhängigkeit von der Standzeit

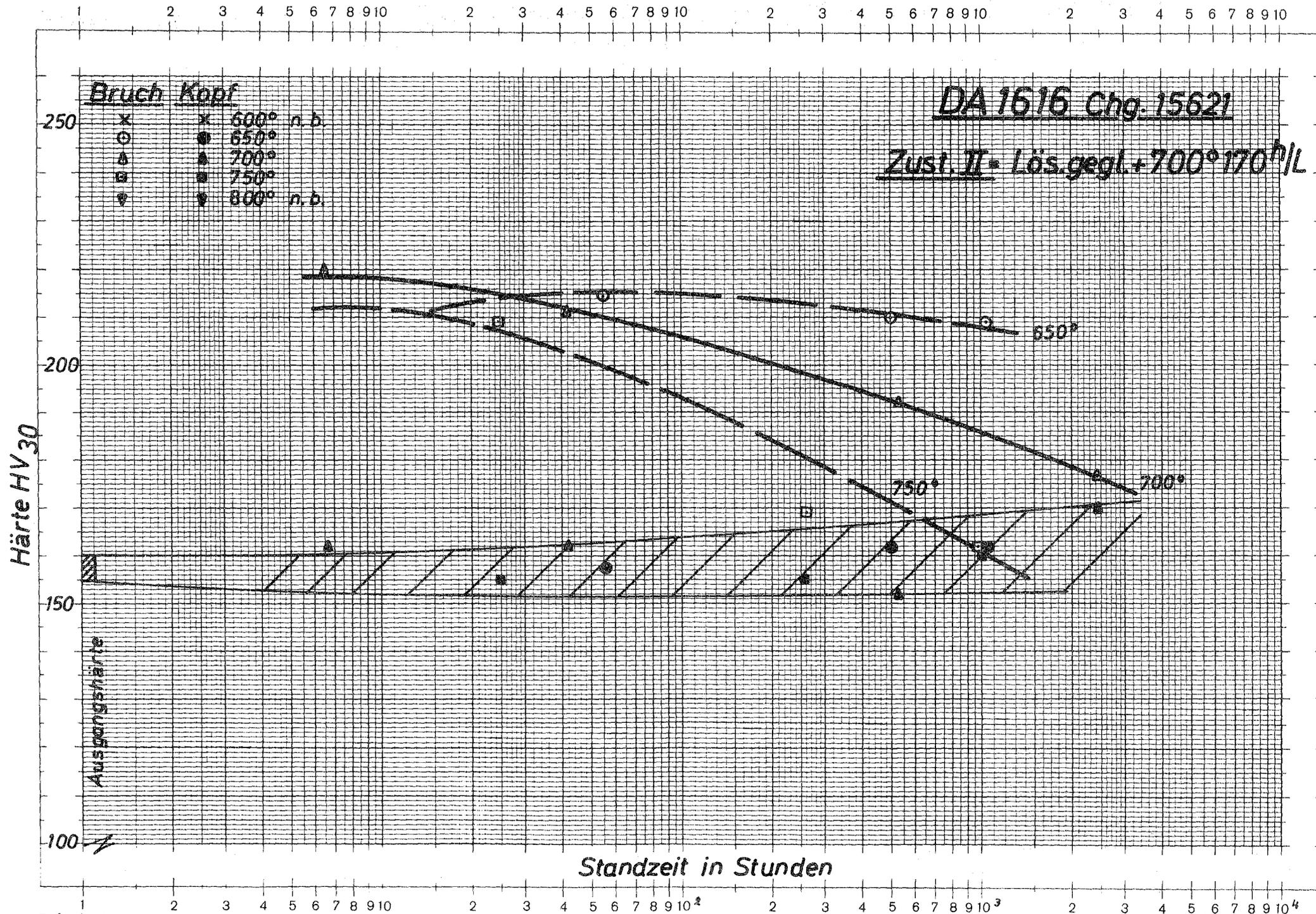


Bild 41: Härte nach dem Zeitstandversuch in Abhängigkeit von der Standzeit

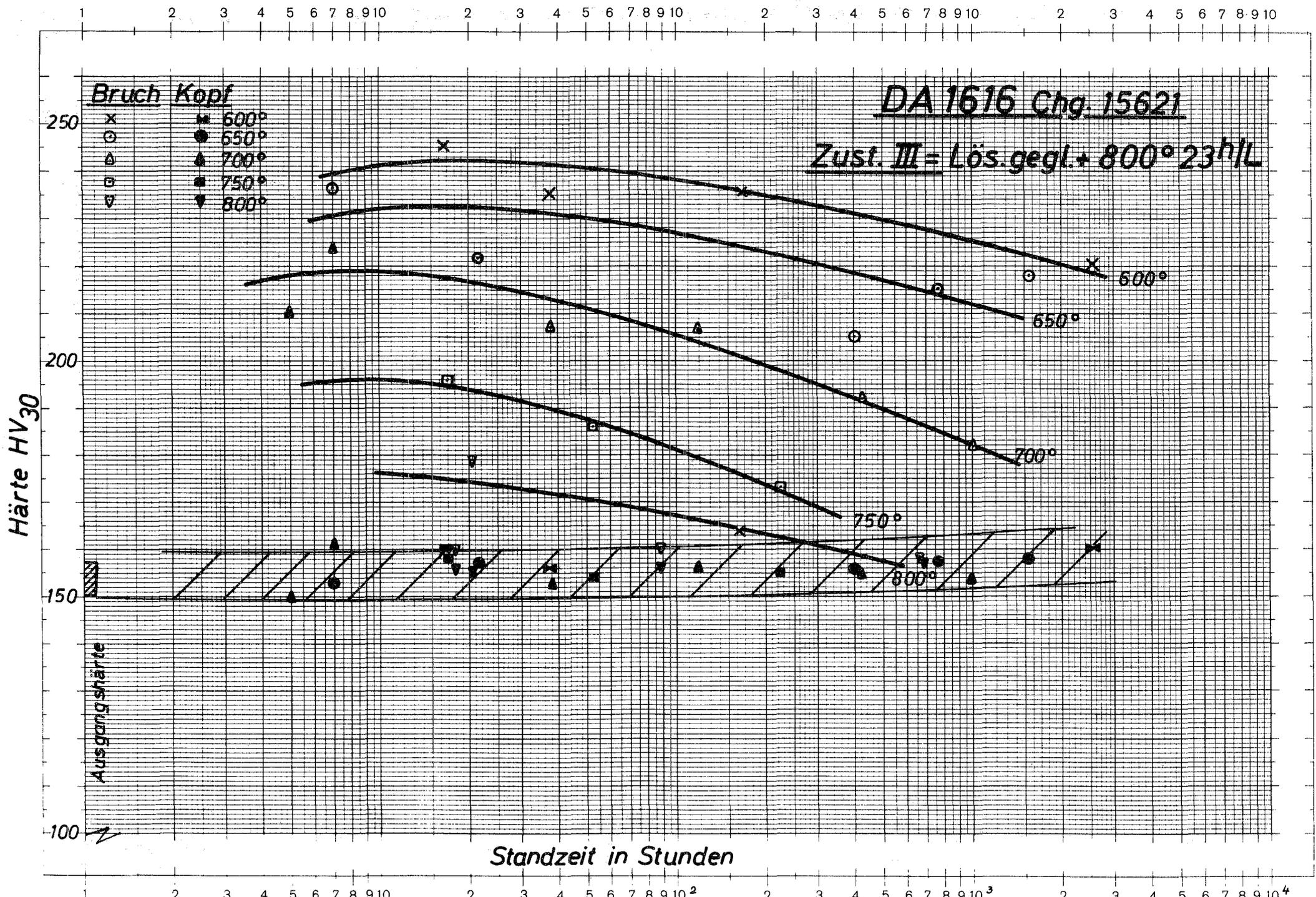


Bild 42: Härte nach dem Zeitstandversuch in Abhängigkeit von der Standzeit

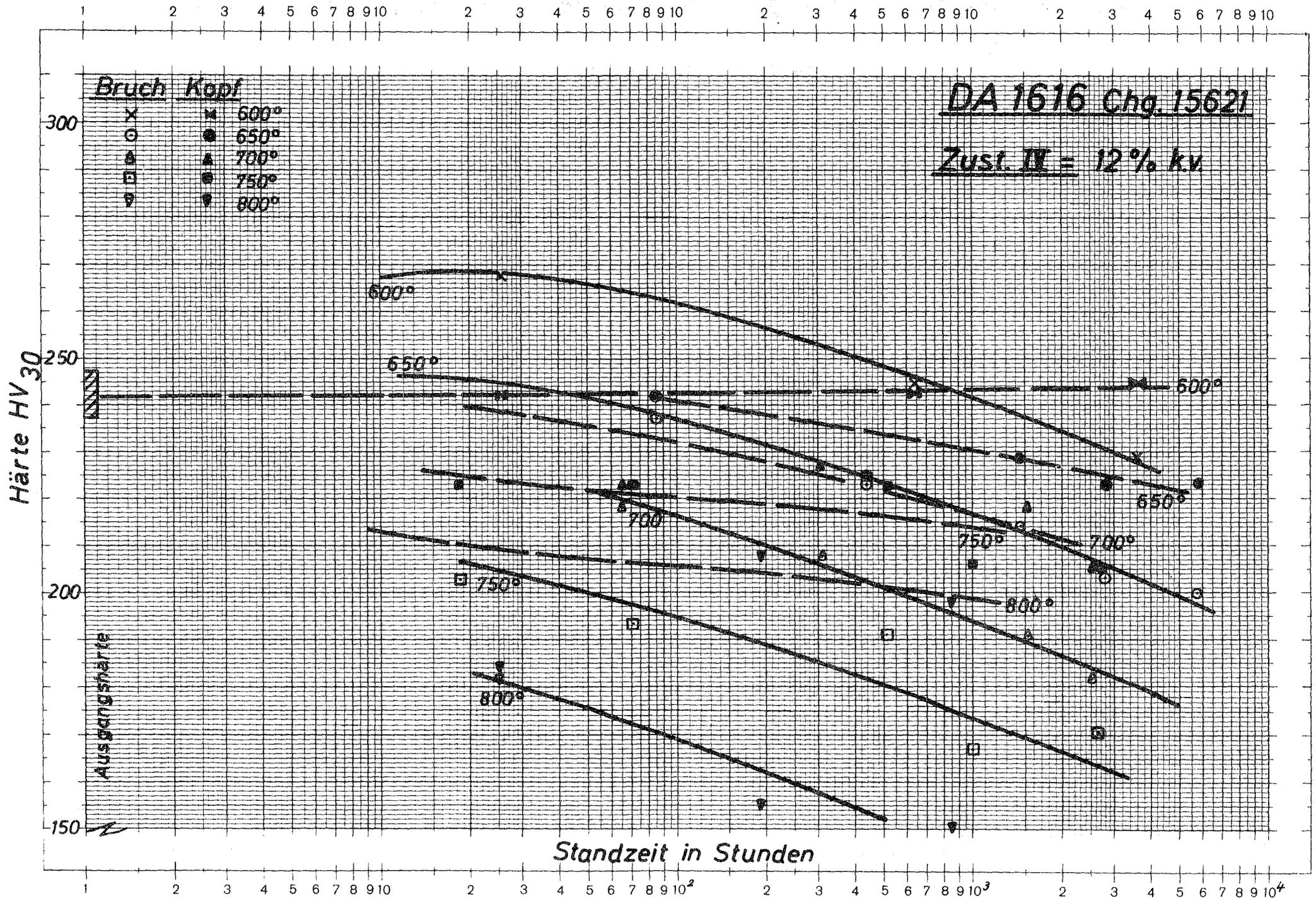


Bild 43: Härte nach dem Zeitstandversuch in Abhängigkeit von der Standzeit

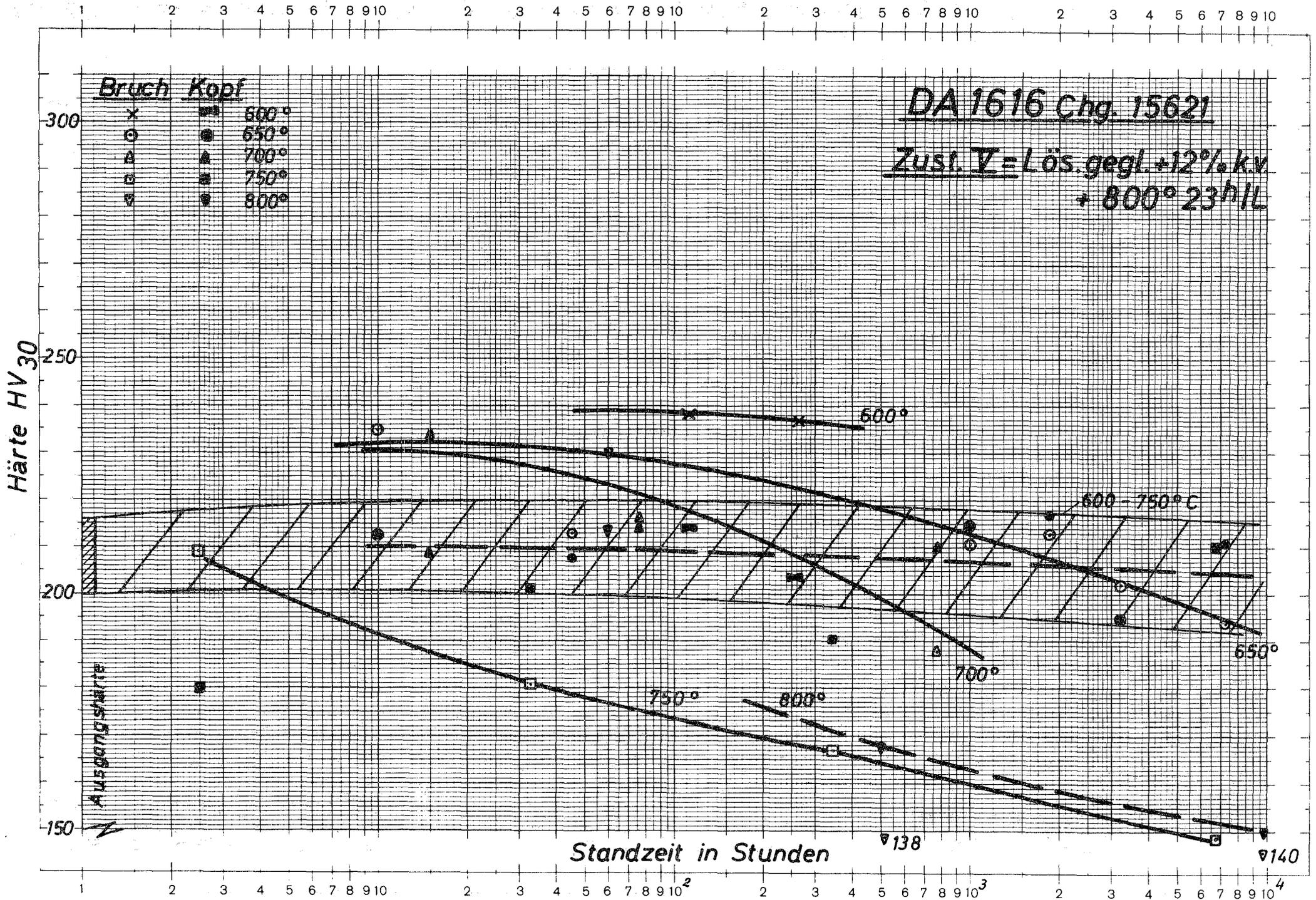
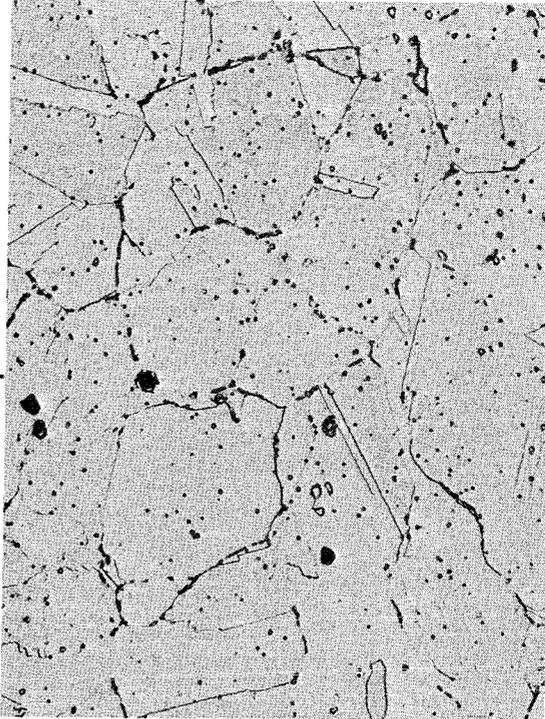


Bild 44: Härte nach dem Zeitstandversuch in Abhängigkeit von der Standzeit

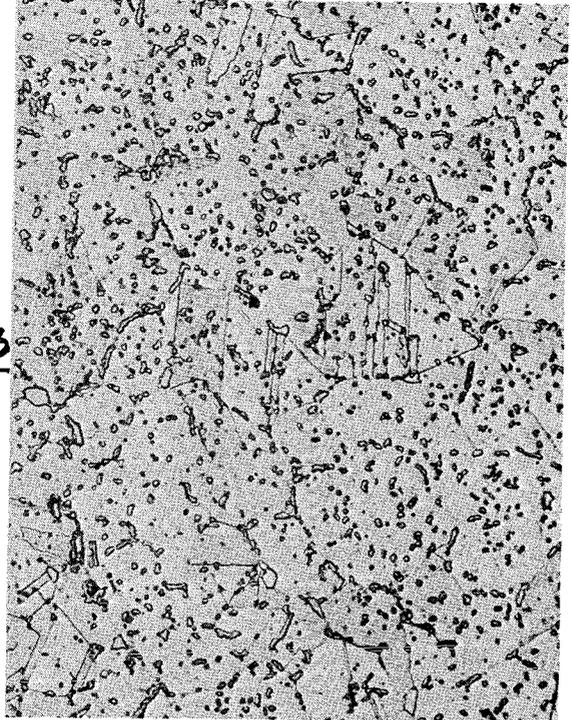
Zustand: Lös.-gegl.+700° 170^h/Luft

Ausgangsgefüge

ZS-Vers. 700° 8kp/mm² 2408 Std



a

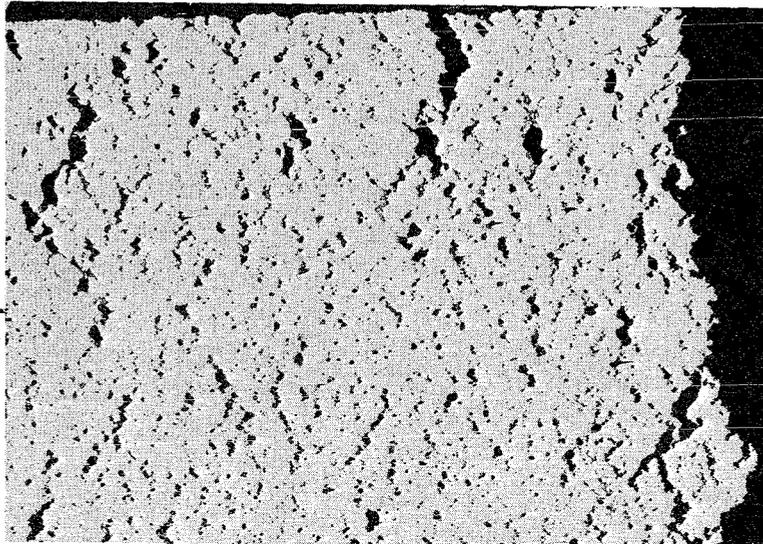


b

7481 HV₃₀=155-159 x1000

11200 HV₃₀=168-171 x1000

Zustand: Lös.-gegl.+12% kv + 800° 23^h/Luft



c

T = 800°
σ = 4 kp/mm²
t_B = 500 Std

10541

x30

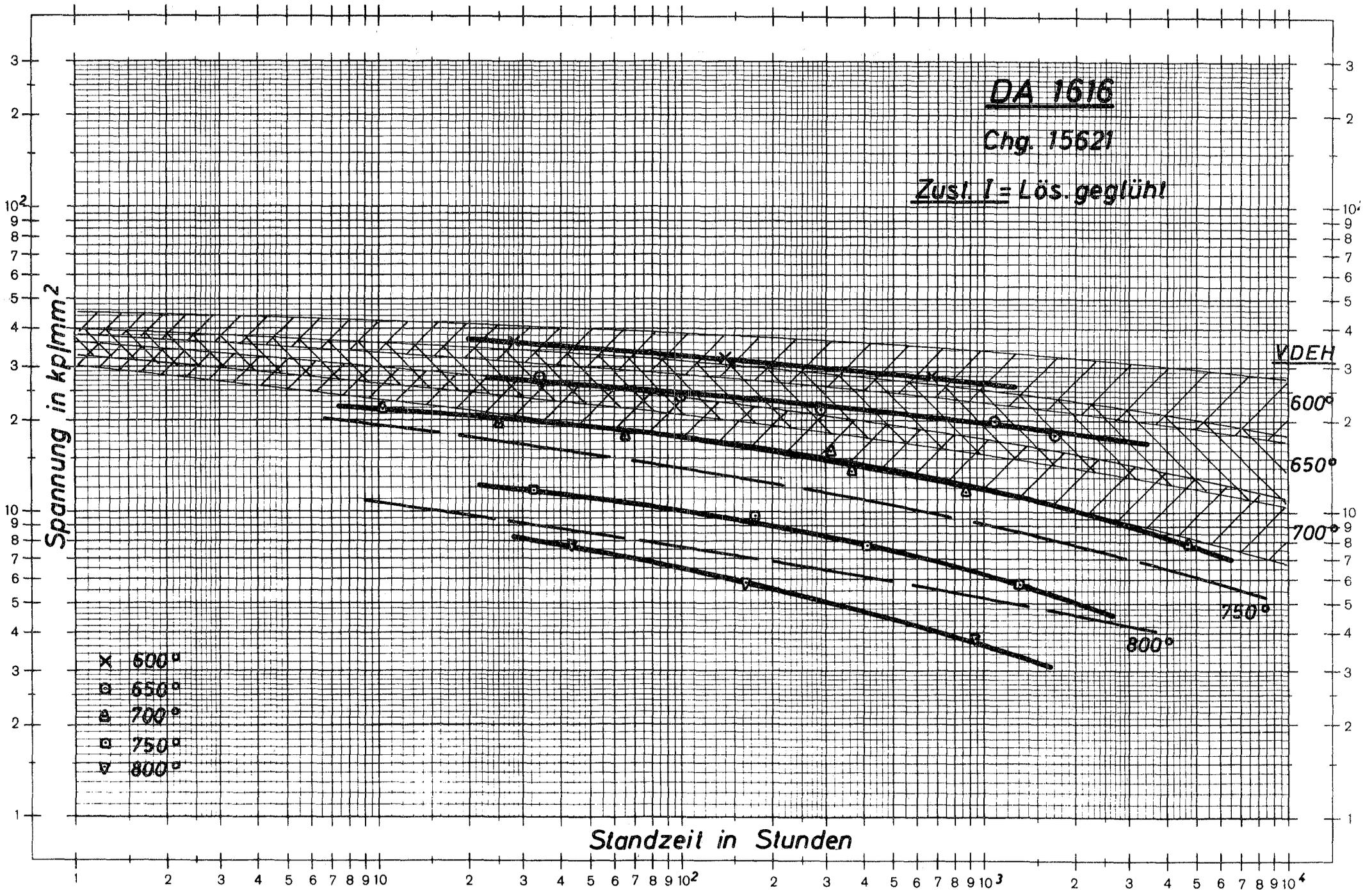


Bild 46: Zeitstandfestigkeitsverhalten der Legierung X8CrNiMoNb 1616

ϵ_0

Zust. I = Lös. geüht

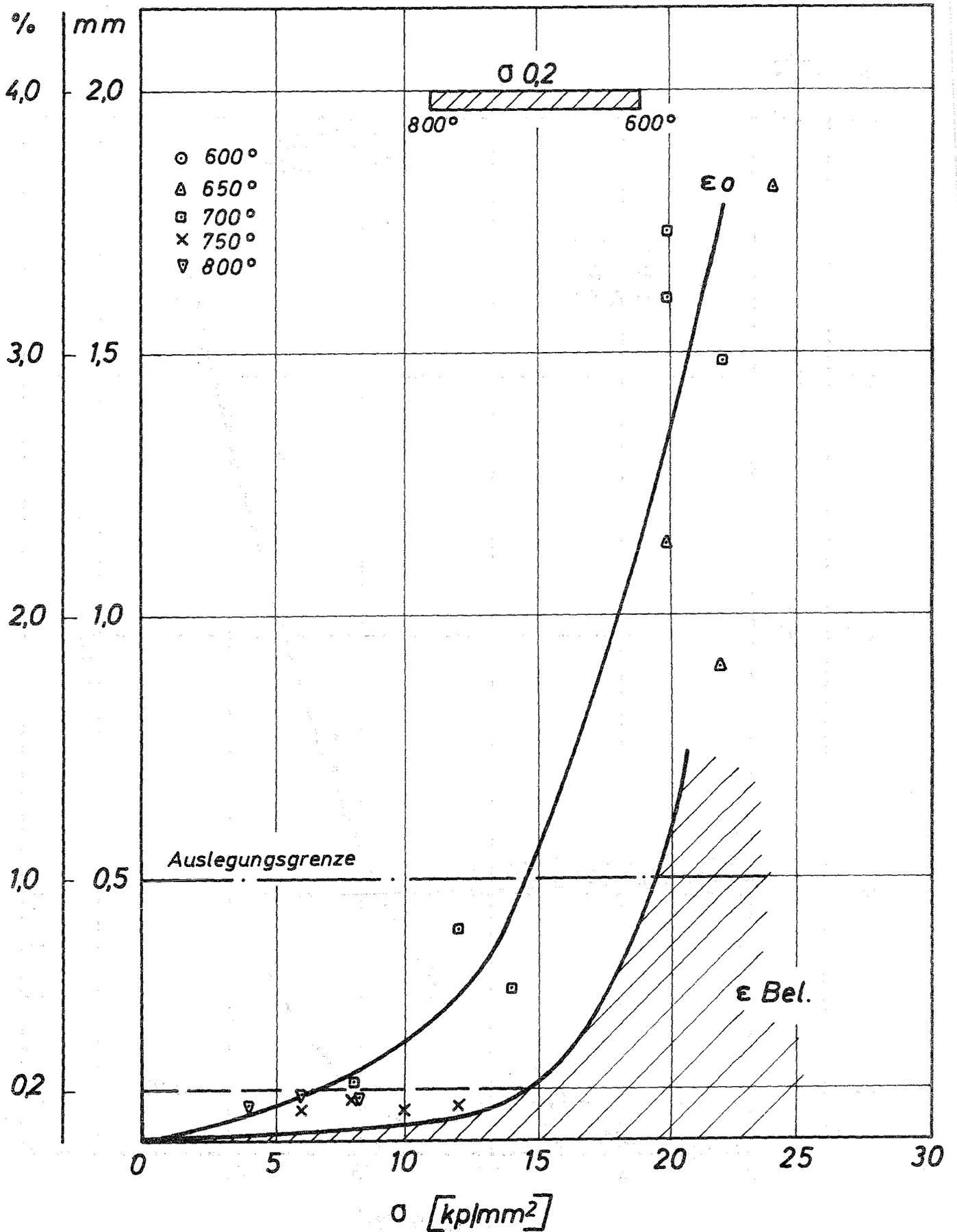


Bild 47: Abhängigkeit des Dehnbetrages ϵ_0 von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zust. 2 = Lös.gegl. + 700° 170h/L

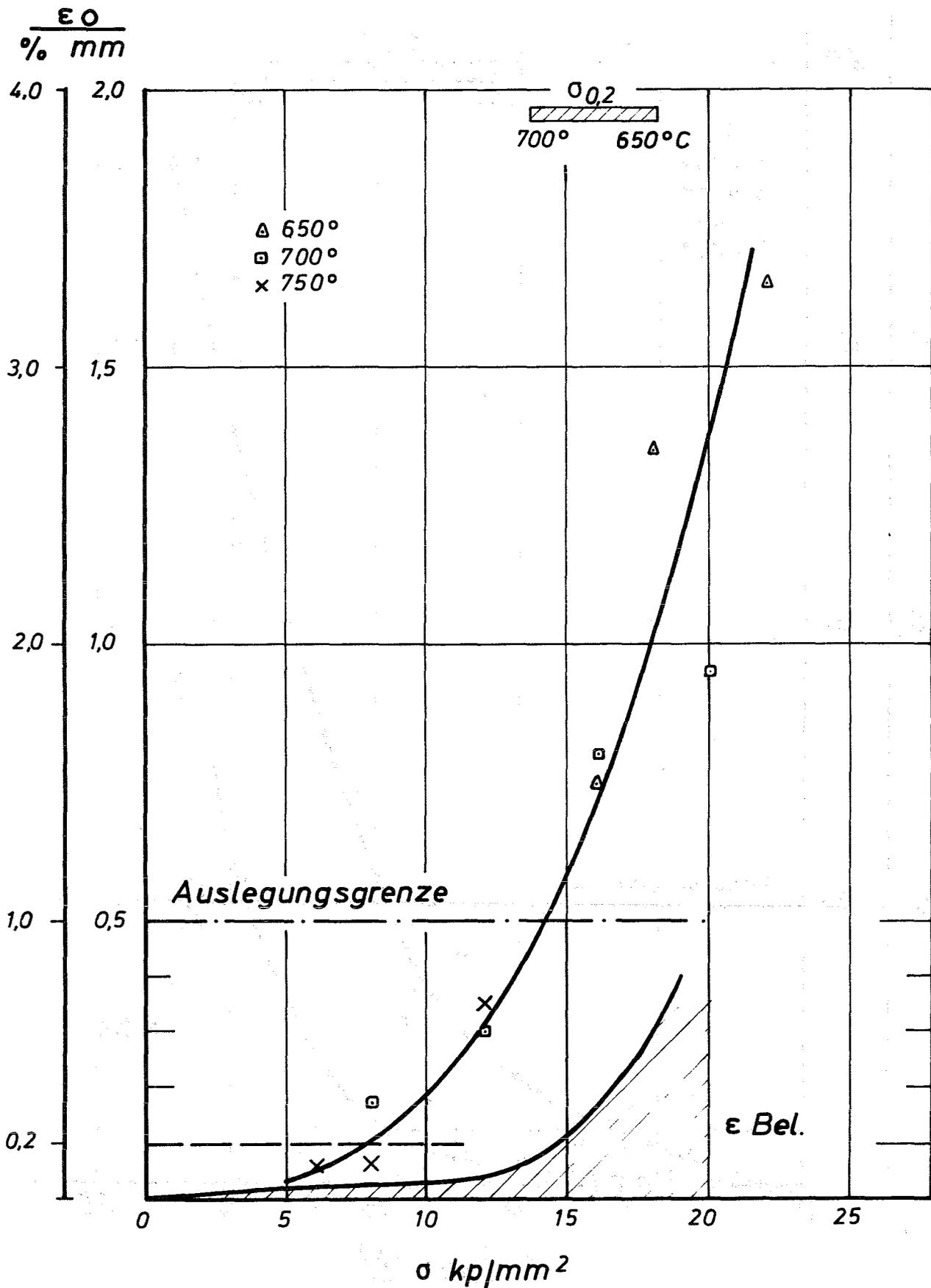


Bild 48: Abhängigkeit des Dehnbetrages ϵ_0 von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zust. III = Lös.geglüht + 800° 23h/L

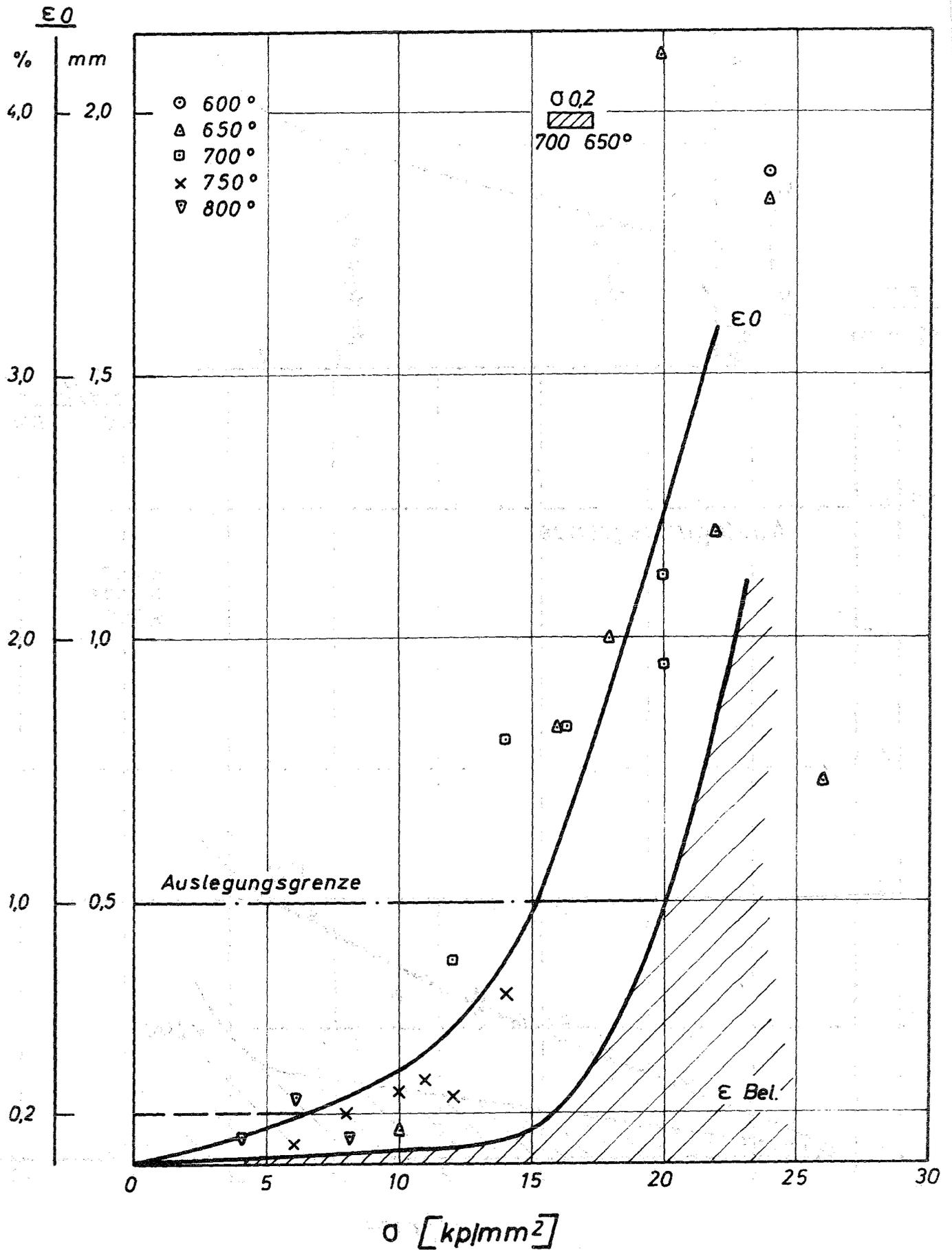


Bild 49: Abhängigkeit des Dehnbetrages ϵ_0 von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg.15621

Zust. 4 = Lös.-gegl. +12% k.v.

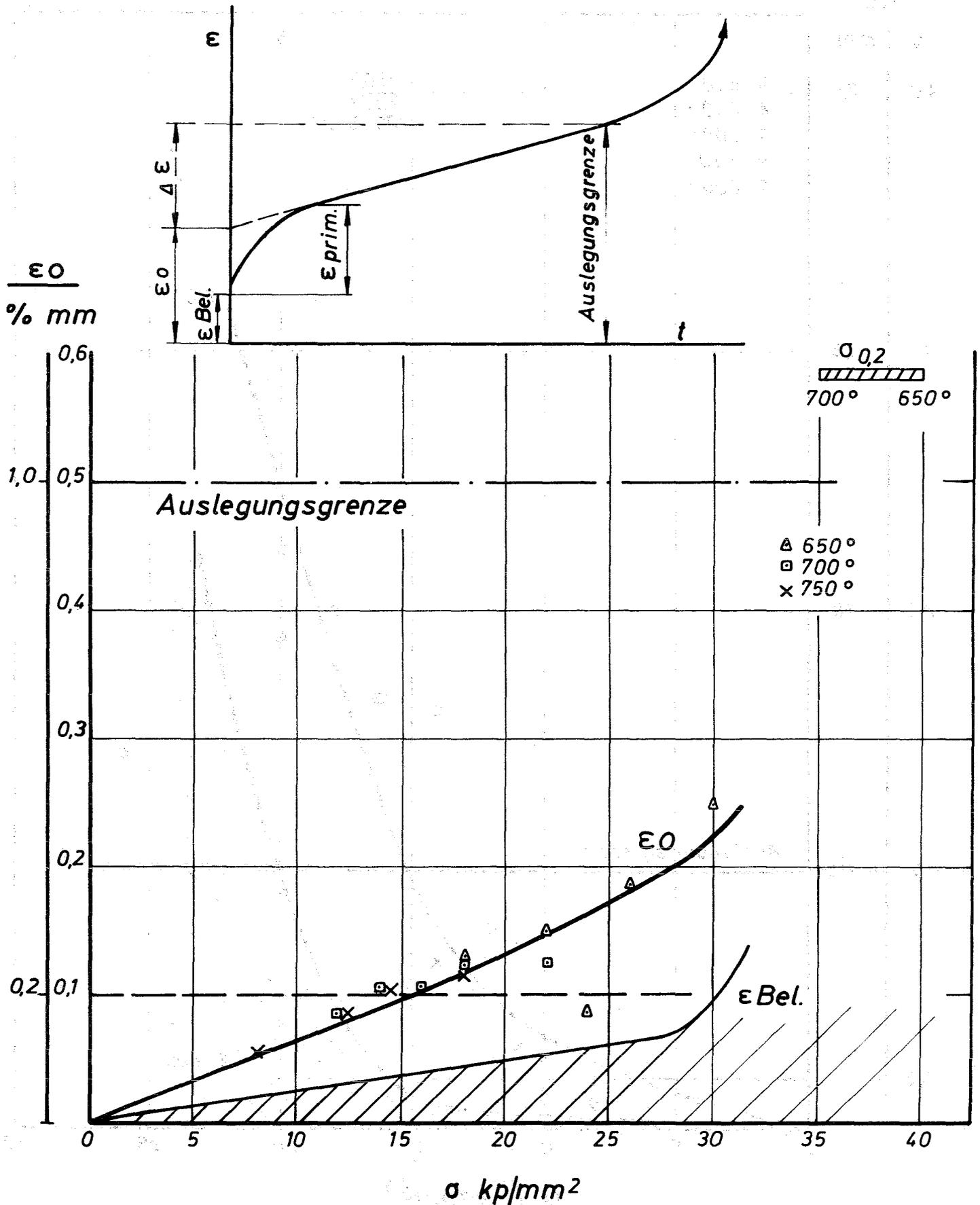


Bild 50: Abhängigkeit des Dehnbetrages ϵ_0 von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zustand V := Lös.gegl.+12%kv+800° 23h/L

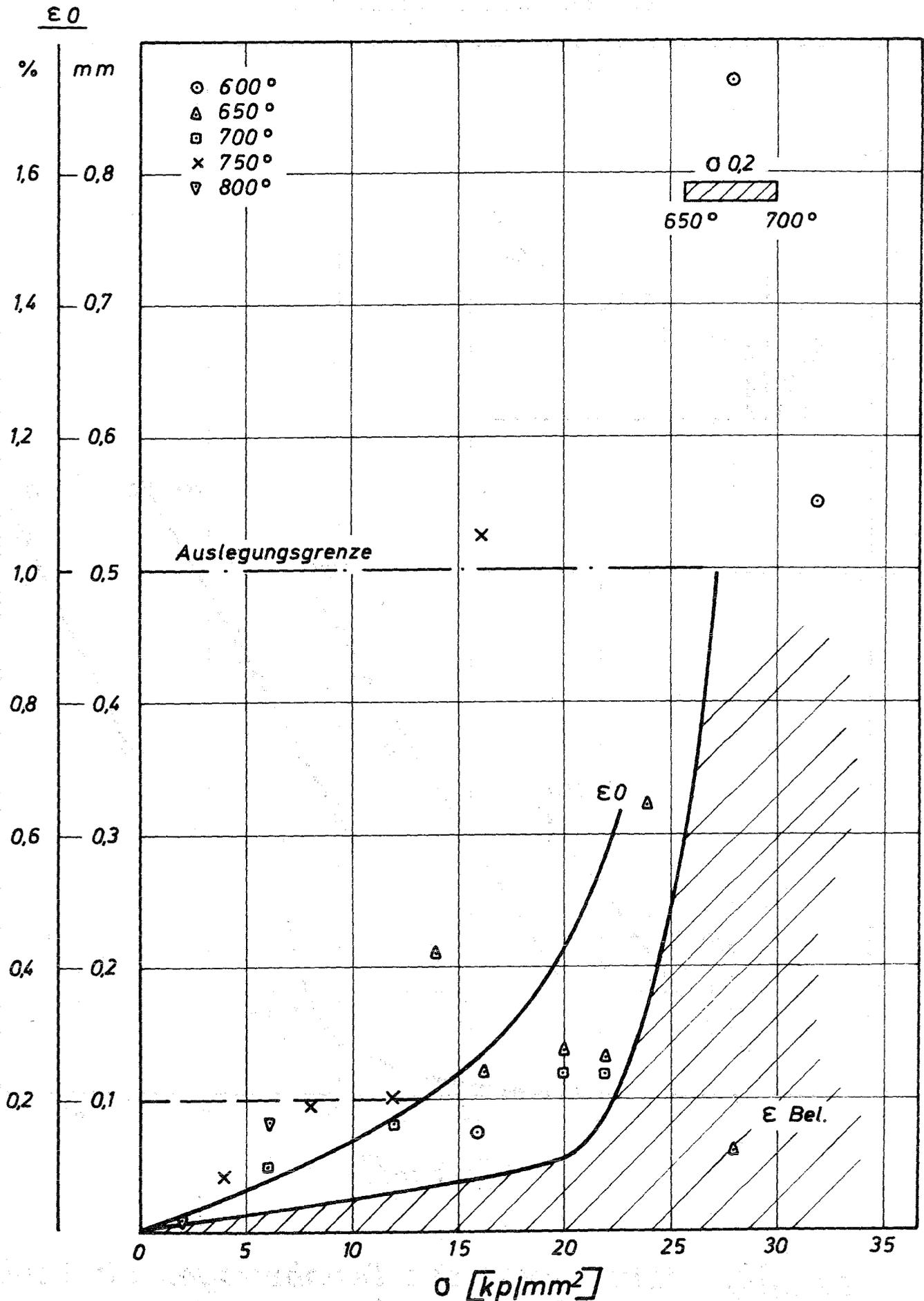


Bild 51: Abhängigkeit des Dehnbetrages ϵ_0 von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zustand I = Lösungsgeglüht

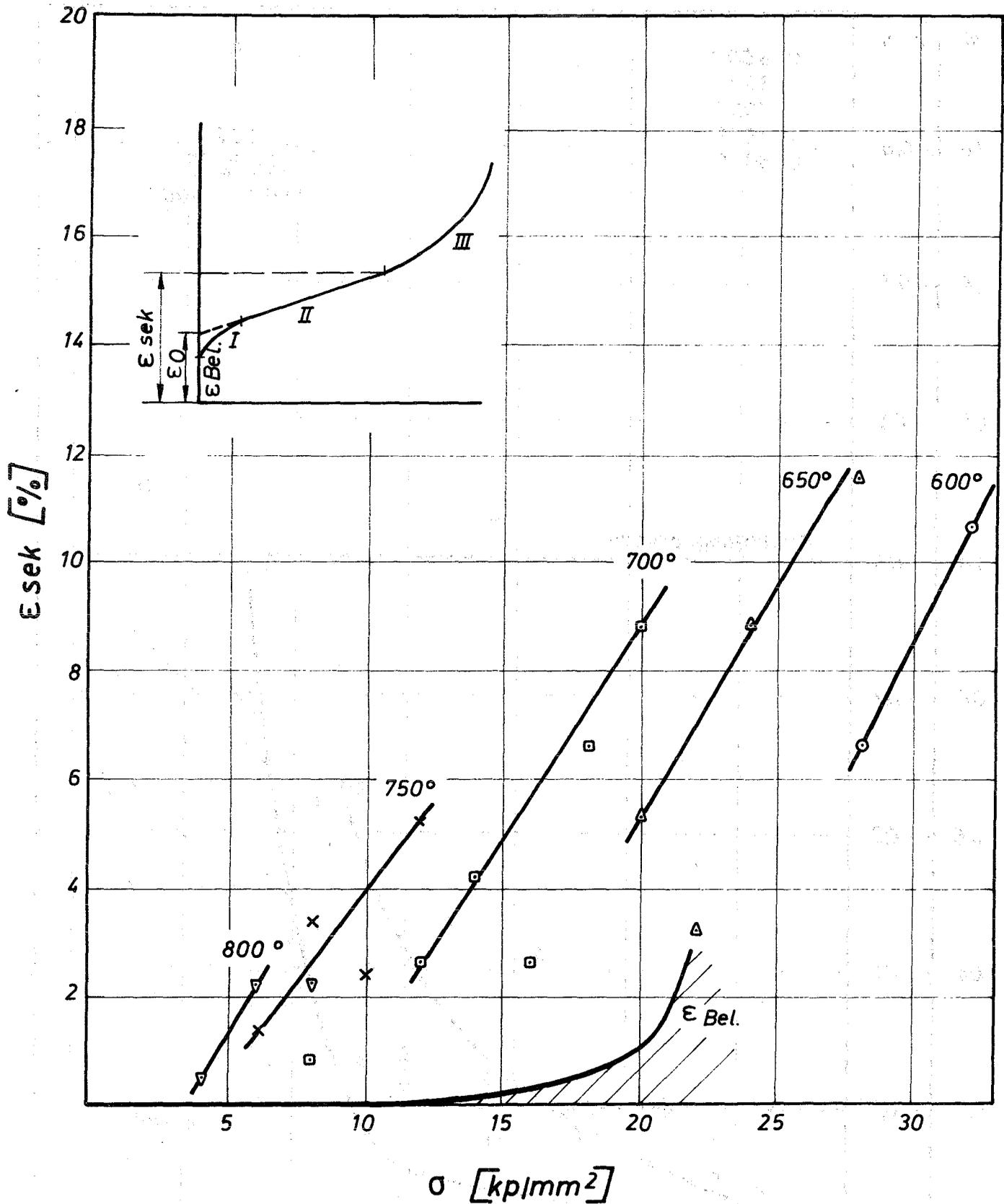


Bild 52: Abhängigkeit des Dehnbetrages für ϵ_{sek} von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zustand III = Lös.gegl. + 800° 23h/L

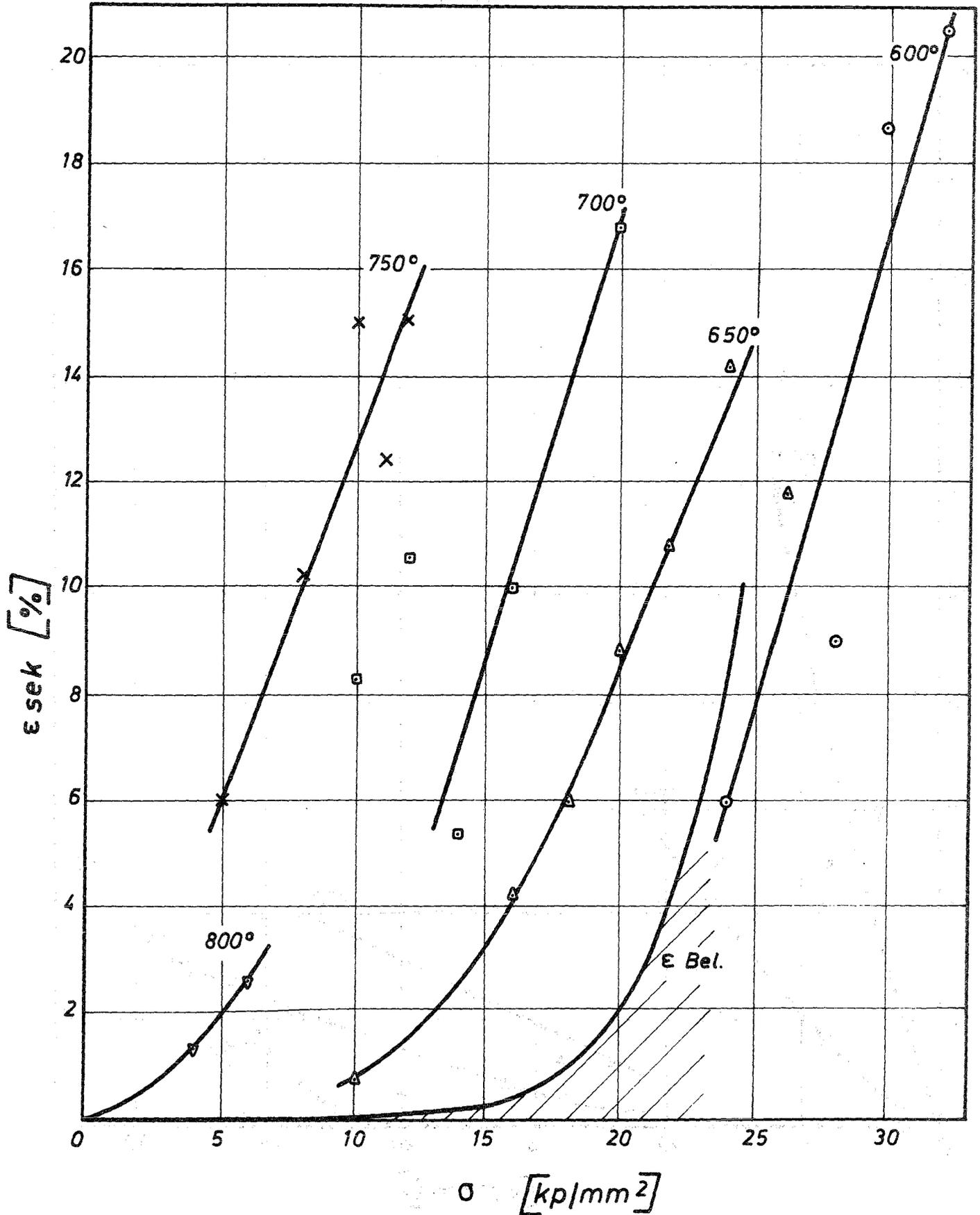


Bild 53: Abhängigkeit des Dehnbetrages für ϵ_{sek} von der angelegten Spannung

DA 1616 (4981) Chg. 15621

Zust. V = Lös.gegl. + 12%kv + 800°23h/L

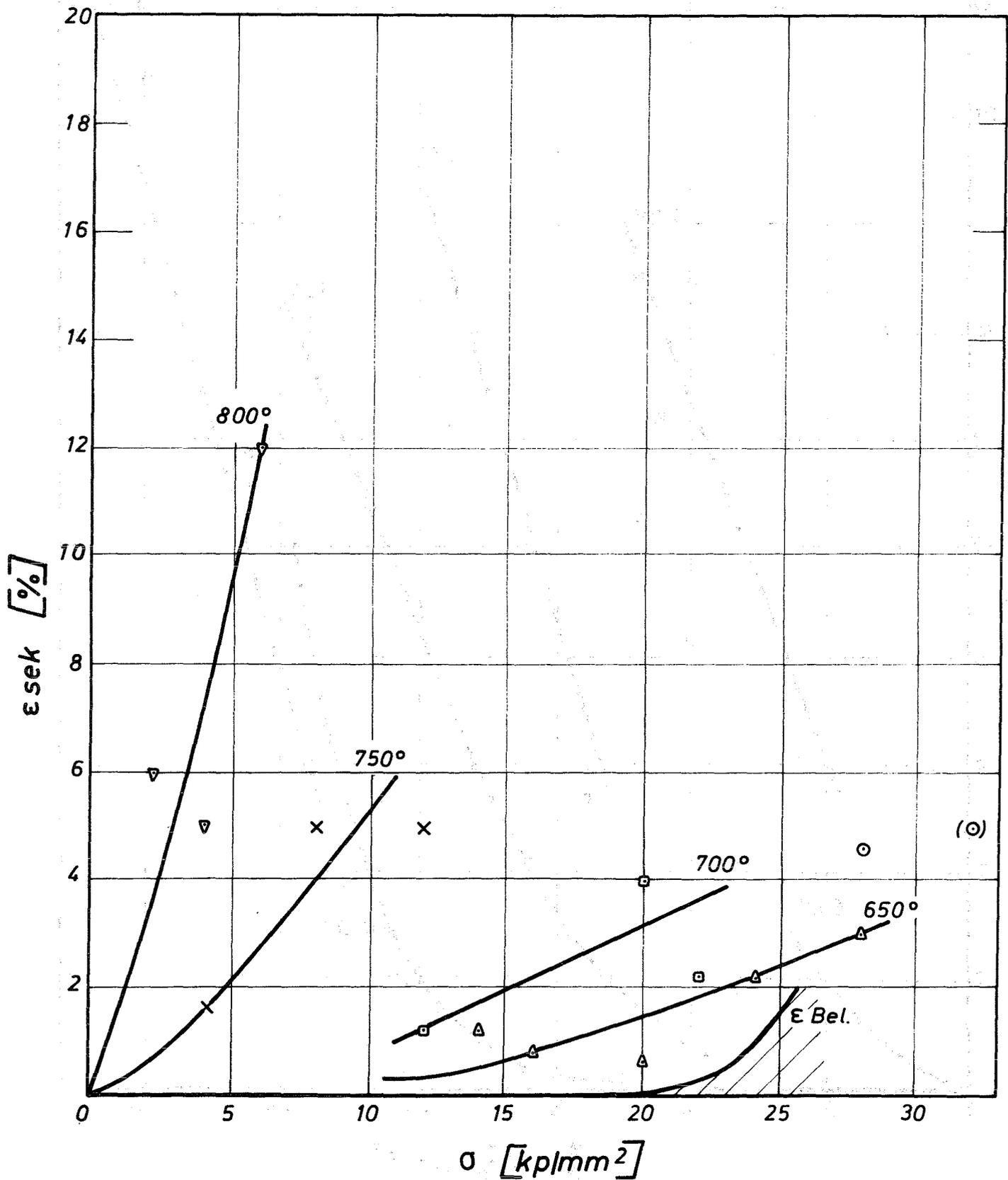


Bild 54: Abhängigkeit des Dehnbetrages für ϵ_{sek} von der angelegten Spannung