

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM**

**KARLSRUHE**

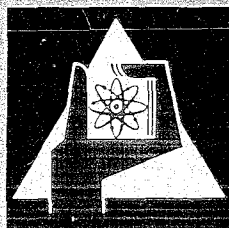
Mai 1970

KFK 1193

Institut für Material- und Festkörperforschung

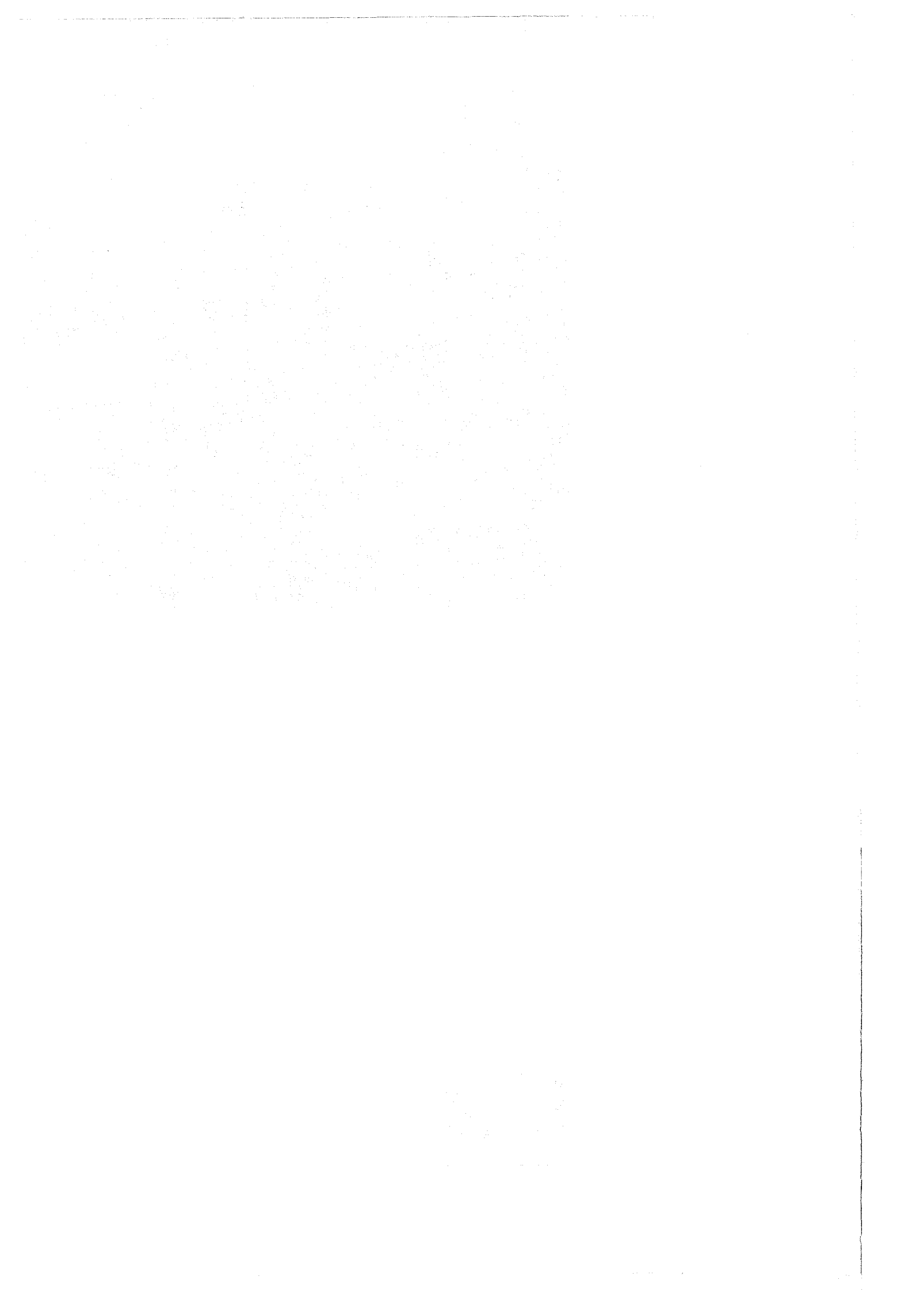
Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadin-Titan- und Vanadin-Titan-Niob-  
Legierungen mit Zusätzen von Silizium und Germanium

H. Scholz, M. Schirra



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Mai 1970

KFK 1193

Institut für Material- und Festkörperforschung

Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadin-Titan-  
und Vanadin-Titan-Niob-Legierungen mit Zusätzen von  
Silizium und Germanium

von

H. Scholz, M. Schirra

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe



### Kurzfassung

Das Zeitstandverhalten der Legierungen der Zusammensetzung V-3Ti, V-3Ti-1Si, V-3Ti-1Ge, -2Ge, -4Ge und V-3Ti-5Nb-1Si wurde bei einer Temperatur von 850°C und einem Vakuum von 10<sup>-4</sup> Torr, das Zeitstandverhalten der Legierung der Zusammensetzung V-3Ti-15Nb-1Si bei den Temperaturen 650°C, 750°C, 800°C und 850°C untersucht. Die 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit der Legierung V-3Ti beträgt ungefähr 6 kp/mm<sup>2</sup>. Das Zulegieren von Germanium brachte keine nennenswerte Festigkeitserhöhung. Eine starke Steigerung der Festigkeit wird scheinbar durch das Zulegieren von 1% Si zu der Legierung V-3Ti erzielt. Die hohe Festigkeit der Legierung V-3Ti-1Si ist jedoch auf den hohen Sauerstoffgehalt von 2900 ppm zurückzuführen. Eine Steigerung der Festigkeit kann weiterhin durch das mischkristallhärtende Element Niob erreicht werden. Rißbildung tritt bei den untersuchten Vanadinlegierungen nicht auf, soweit die Proben nicht durch chemische Reaktionen mit dem umgebenden Medium an der Oberfläche versprödet sind. Die Duktilität verhält sich ebenfalls günstig, so daß von dieser Seite keine Verwendungseinschränkungen bestehen. Die Bestimmung der Kriechmechanismen, die bei den einzelnen Versuchsbedingungen ablaufen, wurde nur sehr grob vorgenommen. Es konnte jedoch festgestellt werden, daß bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si im Temperaturbereich von 650°C - 750°C eine Änderung des Kriechmechanismus eintritt. Unterhalb einer Temperatur von 650°C sind Versetzungsbewegungen geschwindigkeitsbestimmend, oberhalb einer Temperatur von 750°C herrschen Diffusionsvorgänge vor.

## Abstract

The creep behavior of alloys composed of V-3Ti, V-3Ti-1Si, V-3Ti-1Ge, -2Ge, -4Ge, and V-3Ti-5Nb-1Si was investigated at a temperature of 850°C and under a vacuum of  $10^{-4}$  Torr; the creep behavior of the alloy composed of V-3Ti-15Nb-1Si was investigated at the temperatures of 650°C, 750°C, 800°C, and 850°C. The creep rupture strength of the V-3Ti alloy is about 6 kp/mm<sup>2</sup> after 1000 hours. Germanium alloying did not result in a considerable increase in strength. A major increase in strength seems to be attained by adding 1% of Si to the V-3Ti alloy; however, the high strength of the V-3Ti-1Si alloy must be attributed to the high oxygen content of 2900 ppm. The strength may be enhanced also by the solid solution hardening element niobium. Cracks are not observed in the vanadium alloys under consideration, unless the samples have been embrittled on the surface by chemical reactions with the surrounding medium. Ductility behaves also in a favorable way, which excludes limitations to use from this point of view. The creep mechanism which occurred under the different experimental conditions were determined very roughly only. However, a change in the creep mechanism was observed for the alloy V-3Ti-15Nb-1Si in the temperature range between 650°C and 750°C. Up to 650°C, dislocation movements are rate-determinant, whilst diffusion processes dominate above a temperature of 750°C.

## 1. Einleitung

In der Weiterentwicklung zu immer wirtschaftlicheren schnellen Brutreaktoren stellt sich die Aufgabe, die Arbeitstemperaturen der Reaktoren zu steigern. Ein zentrales Problem zur Beherrschung von hohen Arbeitstemperaturen ist die Verfügbarkeit von Werkstoffen, die den komplexen Anforderungen genügen, die an die Brennstabhüllen gestellt werden. Kommen für natriumgekühlte schnelle Brutreaktoren mit einer maximalen Temperatur von  $650^{\circ}\text{C}$  noch austenitische Stähle in Frage, so müssen bei heliumgekühlten schnellen Brutreaktoren, die bei einer maximalen Temperatur von  $850^{\circ}\text{C}$  arbeiten sollen, andere Werkstoffe herangezogen werden. Seit längerer Zeit wird darum an der Entwicklung von Vanadinbasislegierungen gearbeitet. Die Vorteile, welche die Vanadinlegierungen bieten, sind ihre hohen Zeitstandfestigkeiten. Zum anderen konnte an V-Ti-Nb-Legierungen, die nach einer Alpha-Bestrahlung am Zyklotron eine He-Konzentration von  $1 \times 10^{-6}$  He-Atome/Atom aufwiesen, bis zu einer Temperatur von  $750^{\circ}\text{C}$  keine Hochtemperaturversprödung nachgewiesen werden <sup>1)</sup>. Bei der Legierung V-3Ti-1Si zeigte sich bis zu einer Temperatur von  $900^{\circ}\text{C}$  durch eingebrachte He-Atome keine Verringerung der Duktilität <sup>2)</sup>. Das Schwellverhalten von Vanadin und Vanadinlegierungen wird ebenfalls günstig eingeschätzt. Nach einer Bestrahlung mit der Dosis von  $1 \times 10^{23}$  Neutronen wird etwa eine Volumenschwellrate von 2% erwartet <sup>3)</sup>. Die Kompatibilität der Vanadinlegierungen gegenüber Urankarbid scheint ebenfalls günstig zu sein. Es konnten z.B. an der Legierung V-2Ti-15Cr bei einer Temperatur von  $900^{\circ}\text{C}$  nach einer Versuchsdauer von 500 Stunden keine nachteiligen Auswirkungen festgestellt werden <sup>4)</sup>.

Einen wesentlichen Nachteil, den die Vanadinlegierungen besitzen, ist ihre Empfindlichkeit gegenüber Sauerstoff. Geringe Sauerstoffmengen im Kühlmittel des Reaktors würden bereits zu beträchtlichen Korrosionsraten der Vanadinlegierungen führen <sup>5)</sup>. Beim Einsatz von Vanadinlegierungen in schnellen Brüttern ist jedoch zu berücksichtigen, daß sich der bei Inbetriebnahme des Reaktors im Kühlmittel befindliche Sauerstoff mit zunehmender Betriebszeit verbraucht und nur zu einer unwesentlichen Oberflächenoxydation

des Hüllwerkstoffes beiträgt. Es ist allerdings darauf zu achten, daß die Leckrate des Kühlkreislaufs während der Betriebszeit nicht zu groß ist <sup>6)</sup>. Ein weiteres Problem für die Verwendung von Vanadinlegierungen ergibt sich aus ihrem Schweißverhalten. So lassen sich reines Vanadin sowie Titan und Niob enthaltende Vanadinlegierungen schweißen; über das Schweißverhalten von Silizium enthaltenden Vanadinlegierungen liegen jedoch noch keine Ergebnisse vor <sup>7)</sup>.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde die Aufgabe gestellt, Vanadinlegierungen auf ihr Zeitstandverhalten bis zu einer Temperatur von 850°C zu untersuchen. Bei der Auswahl der Legierungen wurde von den bei 650°C im Zeitstandverhalten bereits optimierten Legierungen ausgegangen <sup>8)</sup> und weiterhin der Einfluß von Silizium- und Germaniumzusätzen auf das Zeitstandverhalten dieser Legierungen untersucht. Die Legierungen hatten folgende Zusammensetzung: V-3Ti, V-3Ti-1Si, V-3Ti-1Ge, -2Ge, -4Ge, V-3Ti-5Nb-1Si, V-3Ti-15Nb-1Si.

## 2. Versuchsmaterial

Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe waren von der Metallgesellschaft in Gußstäben von 10 mm  $\varnothing$  und 200 mm Länge angeliefert worden. Nach der Werksangabe wurden die Gußstäbe bei 600°C in drei Schmiedegängen jeweils um 20% verformt, 1 Std. bei 980°C in einem Vakuum von  $10^{-5}$  Torr geglüht und anschließend gebeizt. Die Gehalte der interstitiellen Verunreinigungen O, N und C gehen aus der Tabelle 1 hervor. Die Gehalte der interstitiellen Verunreinigungen sind bei den einzelnen Legierungen sehr verschieden. Bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si weichen außerdem die Verunreinigungsgehalte der einzelnen Chargen stark voneinander ab. Die Sauerstoffgehalte der Legierungen V-3Ti-2Ge, -4Ge und der Chargen 3 und 4 der Legierungen V-3Ti-15Nb-1Si liegen zwischen 550 ppm und 900 ppm; die der Legierung V-3Ti, V-3Ti-1Ge und der Chargen 1 der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si zwischen 1200 ppm und 1400 ppm. Die stärksten



Sauerstoffgehalte weisen die Legierungen V-3Ti-5Nb-1Si mit 2100 ppm, die Charge 2 der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si mit 2200 ppm und die Legierung V-3Ti-1Si mit 2900 ppm auf. Wie weiterhin aus der Tabelle 1 zu ersehen ist, liegen die Werte von den interstitiellen Verunreinigungen, die am Institut für Material- und Festkörperforschung ermittelt wurden, stets über den Werten, die von der Metallgesellschaft angegeben worden sind. Der Unterschied in den Meßwerten ist höchstwahrscheinlich darauf zurückzuführen, daß die Legierungen in verschiedenen Behandlungszuständen auf ihre interstitiellen Verunreinigungen hin untersucht wurden.

Die metallographischen Aufnahmen von den Ausgangszuständen der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen zeigen ein geseigertes Gußgefüge, in welches von den Seiten einzelne grobe Körner hineinwachsen, die teils dendritisch ausgebildet sind. Das Stabinnere ist bei allen Legierungen feinkörnig. Charakteristisch für die Gefügeausbildung der Anlieferungszustände der einzelnen Legierungen ist das Bild 1 vom Material V-3Ti-2Ge. In den 500-fach vergrößerten Schliffaufnahmen sind die Seigerungszone als helldunkel abgegrenzte Bereiche zu erkennen. Daneben liegen in der Matrix ungleichmäßig verteilte, feine Partikel vor. Als Beispiel für eine derartige Gefügeausbildung soll das Bild 2 von der Legierung V-3Ti-4Ge dienen. Die fein verteilten Partikel identifizierte K.-H. Kramer <sup>9)</sup> an Hand einer V-3Ti-Legierung als TiO. An den Legierungen V-3Ti-1Si, -1Ge, -2Ge, -4Ge und den Nb-haltigen Legierungen konnten neben TiO noch keine zusätzlichen Phasen nachgewiesen werden.

### 3. Versuchsdurchführung

Das angelieferte Material wurde zu Gewindekopfproben mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Meßlänge von 25 mm verarbeitet. Die Standzeiten wurden unter einachsiger aufgebrachter Zugbeanspruchung im Vakuum von  $10^{-5}$  Torr ermittelt. Bei Langzeitversuchen an den Legierungen V-3Ti-1Si, V-3Ti-5Nb-1Si und V-3Ti-15Nb-1Si

erfolgte zusätzlich eine Getterung mit Ti-Spänen. Die Längenänderungen der Proben wurden indirekt über das Einspanngestänge von Meßuhren angezeigt. Die Versuchstemperaturen betragen bei allen Legierungen  $850^{\circ}\text{C}$ . Das Zeitstandverhalten der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si wurde außerdem bei  $650^{\circ}\text{C}$ ,  $750^{\circ}\text{C}$  und  $800^{\circ}\text{C}$  untersucht. Die Temperaturabweichungen betragen über die Probenlänge und die Versuchsdauer  $\pm 2^{\circ}\text{C}$ .

#### 4. Versuchsergebnisse

##### 4.1. Zeitstandverhalten

Den Einfluß des Siliziums und Germaniums auf die Zeitstandfestigkeit der Legierung V-3Ti bei  $850^{\circ}\text{C}$  gibt Bild 3 wieder. Sieht man von der mit  $12 \text{ kp/mm}^2$  belasteten Probe ab, so kann die 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit der Legierung V-3Ti mit ungefähr  $6 \text{ kp/mm}^2$  angegeben werden. Die Standzeiten der Legierungen V-3Ti-1Ge, -2Ge und -4Ge unterscheiden sich nicht wesentlich von denen der Legierung V-3Ti. Erst bei der Legierung V-3Ti-1Si ist eine deutliche Erhöhung der Zeitstandfestigkeit festzustellen. Die 10 000-Stunden-Zeitstandfestigkeit dieser Legierung beträgt ungefähr  $4,5 \text{ kp/mm}^2$ . Eine weitere Verbesserung der Zeitstandfestigkeit läßt sich durch das Zulegieren von Niob erreichen. So betragen die Zeitstandfestigkeiten nach 10 000 h bei der Legierung V-3Ti-5Nb-1Si  $6 \text{ kp/mm}^2$ , bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si der Chargen 3 und 4  $7 \text{ kp/mm}^2$  und der Charge 2  $11 \text{ kp/mm}^2$  (Bild 4).

Zeitstandversuche bei tieferen Temperaturen an der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si (Bild 5) ergaben bei  $800^{\circ}\text{C}$  nach 1000 h eine Festigkeit zwischen  $10$  und  $20 \text{ kp/mm}^2$ , bei  $750^{\circ}\text{C}$  von  $40 \text{ kp/mm}^2$  und bei  $650^{\circ}\text{C}$  von  $75 \text{ kp/mm}^2$ .

So wie die Zeitstandfestigkeiten, so unterscheiden sich die Zeit-Dehngrenzen bei den Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge, -2Ge und -4Ge kaum voneinander (Bild 6 a bis d). Nach 1000 h liegt die 1%-Zeit-Dehngrenze ungefähr zwischen  $3$  und  $4 \text{ kp/mm}^2$ , die 5%-Zeit-Dehngrenze etwa zwischen  $5$  und  $6 \text{ kp/mm}^2$ .

Die Legierungen V-3Ti-1Si und V-3Ti-5Nb-1Si zeigen gegenüber den germaniumhaltigen Legierungen keine Verbesserung der 1%- bzw. 5%-Zeit-Dehngrenzen (Bild 7 a u. b). Bei der Betrachtung der Zeit-Dehngrenzen der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si sind die Unterschiede zwischen den einzelnen Chargen zu berücksichtigen. Im Temperaturintervall von 850°C bis 750°C verhält sich die 1%-Zeit-Dehngrenze nach 1000 h Standzeit bei der Charge 2 um den Faktor 3 günstiger als die der Charge 4; die 5%-Zeit-Dehngrenze nach der gleichen Standzeit etwa um den Faktor 2 (Bild 8 a bis c). So beträgt z.B. die 5%-Zeit-Dehngrenze der Charge 4 bei einer Temperatur von 850°C nach einer Standzeit von 1000 h 5 kp/mm<sup>2</sup>, die der Charge 2 11 kp/mm<sup>2</sup>. Die 1%- bzw. 5%-Zeit-Dehngrenzen der Charge 3 liegen etwa zwischen denen der Chargen 2 und 4. Bei der Temperatur von 650°C konnten die Zeit-Dehngrenzen wegen der starken Streuungen der Dehnungswerte nicht ermittelt werden.

#### 4.2. Bruchverhalten

Die Bruchdehnung nimmt bei den Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge und -4Ge mit größer werdender Standzeit zu (Bild 9a). Mit zunehmenden Standzeiten nähern sich die Bruchdehnungen der Legierungen V-3Ti-1Ge und -4Ge an. Die Bruchdehnungskurve der Legierung V-3Ti deckt sich ungefähr mit der der Legierung V-3Ti-4Ge. Eine Ausnahme im Bruchdehnungsverhalten macht die Legierung V-3Ti-2Ge. Die Bruchdehnung fällt bei dieser Legierung von 60%,  $t_B = 10$  h, bis auf 40% ab,  $t_B = 500$  h. Die Bruchdehnung der V-3Ti-1Si-Legierung zeigt keine einheitliche Tendenz. Die Werte streuen zwischen 40% und 60%. In gleicher Weise verhält sich die Bruchdehnung der Legierung V-3Ti-5Nb-1Si (Bild 10a). Die Bruchdehnungen der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si sind sehr stark von den Chargen und den Temperaturen abhängig. Bei einer Temperatur von 850°C nehmen die Werte der Bruchdehnungen mit der Standzeit stark zu. Am stärksten ist der Anstieg bei der Charge 4; die Bruchdehnung erreicht nach einer Standzeit von 150 h den Wert von 110%. Mit fallender Temperatur nehmen die Bruchdehnungswerte ab (Bild 11a). Bei einer Temperatur von 750°C streuen die Bruchdehnungswerte der Chargen 3 und 4 zwi-

schen 25% und 45%, die der Charge 2 um 5%. Bei einer Temperatur von 650°C streuen die Bruchdehnungswerte aller Chargen zwischen 5% und 15%.

Die Brucheinschnürungswerte der Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge, -2Ge und -4Ge sind bei einer Temperatur von 850°C von der Standzeit unabhängig. Die Werte bewegen sich bis zu einer Standzeit von 1000 h in einem Bereich zwischen 85% und 95% (Bild 9b). Die Werte der Brucheinschnürung der Legierungen V-3Ti-1Si, V-3Ti-5Nb-1Si und V-3Ti-15Nb-1Si streuen in einem Bereich zwischen 70% und 95%, Bild 10b. Eine Ausnahme machen die Einschnürungswerte der Charge 2 von der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si. Die Werte steigen von 25%,  $t_B = 3,5$  h, auf 50%,  $t_B = 400$  h. Die Werte für die Brucheinschnürung nehmen bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si mit fallender Temperatur ab (Bild 11b). Bei einer Temperatur von 800°C streuen die Werte in einem Bereich zwischen 45% und 90%, bei 750°C liegen die Werte für die Chargen 3 und 4 zwischen 55% und 75%, für die Charge 2 unter 10%. Bei noch tieferen Temperaturen,  $T = 650^\circ\text{C}$ , streuen die Werte für die Brucheinschnürung zwischen 5% und 50%. In den Bildern 12a bis f und 13a bis c sind die einzelnen Dehnungsanteile, d.h. die Gesamtdehnung, die Einschnürdehnung und das Duktilitätskriterium  $\dot{\epsilon} \cdot t_B$  in Abhängigkeit von der Standzeit aufgetragen. Die Belastungsdehnungen wurden vernachlässigt, da sie stets unter 1% liegen. Bei der Legierung V-3Ti, V-3Ti-1Ge und -4Ge (Bild 12a,c,e) bleibt das Produkt  $\dot{\epsilon} \cdot t_B$  mit zunehmender Standzeit konstant, während die Gesamtdehnung mit größer werdender Standzeit zunimmt. Ebenso verhalten sich die Legierung V-3Ti-5Nb-1Si und die Charge 2 des Materials V-3Ti-15Nb-1Si (Bild 12f u. c). Die Charge 4 der 15% Niob enthaltenden Legierung zeigt sowohl bei der Gesamtdehnung als auch bei der Gleichmaß- und Einschnürdehnung einen gleichmäßigen Anstieg mit der Standzeit. Wird die Temperatur auf 800°C gesenkt, so ändert sich das Dehnungsverhalten der Charge 4 der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si nicht (Bild 13b). Die Charge 3 derselben Legierung zeigt bei 800°C das gleiche Dehnungsverhalten wie die Charge 2 bei 850°C (Bild 13c). Bei einer Temperatur von 750°C ist die Gleichmaßdehnung der Charge 4 ebenfalls

unabhängig von der Standzeit, während die Einschnürdehnung und die Gesamtdehnung ansteigen (Bild 13a). Die einzelnen Dehnungsanteile der Charge 2 sind bei dieser Temperatur unabhängig von der Standzeit. Wird die Versuchstemperatur bis auf  $650^{\circ}\text{C}$  gesenkt, so lassen sich bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si wegen der zu großen Streuung der einzelnen Werte keine Tendenzen der Dehnungsanteile mehr ermitteln. Bei der Legierung V-3Ti-1Si ist die Gesamtdehnung bei der Temperatur von  $850^{\circ}\text{C}$  unabhängig von der Standzeit, während sich das Produkt  $\dot{\epsilon} \cdot t_B$  mit zunehmender Standzeit vergrößert (Bild 12b). Die Legierung V-3Ti-2Ge zeigt einen Abfall der Gesamt-, der Einschnür- und der Gleichmaßdehnung mit der Standzeit (Bild 12d).

Aus dem soeben aufgeführten Dehnungsverhalten ergibt sich, daß bei den Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge, V-3Ti-4Ge, V-3Ti-5Nb-1Si sowie der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si der Charge 2 bei  $850^{\circ}\text{C}$ , der Charge 3 bei  $800^{\circ}\text{C}$  und der Charge 4 bei  $750^{\circ}\text{C}$  die mit der Standzeit zunehmende Gesamtdehnung auf eine sich vergrößernde Einschnürdehnung zurückzuführen ist. Eine Proportionalität zwischen dem Produkt  $\dot{\epsilon} \cdot t_B$  und der Gesamtdehnung kann bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si der Charge 4 bei den Temperaturen  $800^{\circ}\text{C}$  und  $850^{\circ}\text{C}$  angenommen werden. In beiden Fällen steigen sowohl die Gesamtdehnung als auch das Duktilitätskriterium mit der Zeit an. Ähnlich verhält sich die Legierung V-3Ti-2Ge, jedoch fallen bei diesem Material die Gesamtdehnung und das Duktilitätskriterium mit der Zeit ab. Bei der Legierung V-3Ti-1Si halten sich die Verringerung der Einschnürdehnung und die Zunahme des Duktilitätskriteriums die Waage.

Die metallographischen Untersuchungen der Bruchzonen ergaben eine weitgehende Übereinstimmung mit den in Bild 12a bis f und Bild 13a bis c wiedergegebenen Dehnungsverläufen. Es ist zu erkennen, daß sich mit zunehmender Standzeit der konische Bereich der Bruchzone vergrößert. Charakteristisch für dieses Verhalten bei den niedrig legierten Werkstoffen sind die Bilder 14a und b, die von der Legierung V-3Ti-1Ge aufgenommen wurden. Für die mit Niob versetzten Materialien sowie für die Legierung V-3Ti-1Si sind die Bilder 15a und b von der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si der Charge 2

typisch, die bei einer Temperatur von  $800^{\circ}\text{C}$  eingesetzt worden war. Gegenüber den Aufnahmen an der Legierung V-3Ti-1Ge zeigt sich an den Bildern 15a und b, daß noch ein beträchtlicher Anteil der Bruchzone durch einen Gewaltbruch eingenommen wird. Ein gegenläufiges Verhalten zu der größer werdenden Einschnürdehnung mit der Standzeit kann an Langzeitproben festgestellt werden (Bild 16).

Die Bruchzone dieser Probe, die bei  $850^{\circ}\text{C}$  über 11620 h eingesetzt worden war, zeigt keine Einschnürdehnung und wird vollständig von einem Gewaltbruch eingenommen. Dieses Verhalten ist darauf zurückzuführen, daß oftmals bei langen Versuchszeiten auch ein Gettern mit Titan eine Sauerstoffaufnahme durch die Vanadinlegierungen nicht verhindern kann, die zu einer starken Versprödung des Materials führt. Über die Bruchart läßt sich allgemein für alle Legierungen aussagen, daß die Brüche transkristallin verlaufen. Die Verformung der einzelnen Kristallite nimmt vom Probenkopf in Richtung auf die Bruchzone zu.

#### 4.3. Kriechverhalten

Die Kriechgeschwindigkeiten der Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Si, -1Ge, -2Ge, -4Ge und V-3Ti-5Nb-1Si in Abhängigkeit von der Spannung sind in Bild 17 aufgetragen, die Kriechgeschwindigkeiten der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si in Bild 18. Die sekundäre Kriechgeschwindigkeit der Legierung V-3Ti-1Ge steigt in dem Spannungsbereich von  $7 \text{ kp/mm}^2$  bis zu  $15 \text{ kp/mm}^2$  von  $5,5 \cdot 10^{-4}/\text{Std.}$  auf etwa  $5 \cdot 10^{-2}/\text{Std.}$  Mit zunehmendem Germaniumgehalt, bis zu 4%, vermindert sich die Kriechgeschwindigkeit um den Faktor 3. Die Kriechgeschwindigkeitskurve der Legierung V-3Ti deckt sich ungefähr mit der der Legierung V-3Ti-4Ge. Die Legierung V-3Ti-1Si zeigt ein günstigeres Kriechverhalten. Die sekundäre Kriechgeschwindigkeit erhöht sich bei dieser Legierung im Spannungsbereich von  $6 \text{ kp/mm}^2$  bis zu  $20 \text{ kp/mm}^2$  von  $3,2 \cdot 10^{-5}/\text{Std.}$  auf  $2,2 \cdot 10^{-3}/\text{Std.}$  Die mit 5% Niob versetzte Legierung erweist sich als ebenso empfindlich gegenüber Spannungsänderungen wie die Ge-haltigen Legierungen. Die Kriechgeschwindigkeit der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si steigt von  $10^{-6}/\text{Std.}$

bei einer Spannung von etwa  $5,5 \text{ kp/mm}^2$  auf ungefähr  $5,5 \cdot 10^{-3}/\text{Std.}$  bei einer Spannung von  $20 \text{ kp/mm}^2$ . Wird der Nb-Gehalt erhöht, so erfolgt nicht unbedingt eine Erhöhung der Kriechfestigkeit. Die Charge 4 der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si zeigt ungefähr den gleichen Verlauf der sekundären Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung wie die Legierung V-3Ti-5Nb-1Si. Die Charge 2 der 15% Niob enthaltenden Legierung zeigt jedoch eine deutliche Verringerung der Kriechgeschwindigkeit; bei einer Spannung von  $10 \text{ kp/mm}^2$  beträgt sie etwa  $9 \cdot 10^{-6}/\text{Std.}$ , bei einer Spannung von  $40 \text{ kp/mm}^2$   $4,5 \cdot 10^{-2}/\text{Std.}$  Ein ähnlicher Unterschied besteht zwischen der Charge 3 und der Charge 4 bei einer Versuchstemperatur von  $800^\circ\text{C}$ . Die Charge 3 weist eine um den Faktor 10 bis 20 niedrigere Kriechgeschwindigkeit auf,  $10^{-4}/\text{Std}$  bis  $10^{-2}/\text{Std}$  im Spannungsbereich von  $20 \text{ kp/mm}^2$  bis  $50 \text{ kp/mm}^2$ , als die Charge 4.

Mit abnehmender Temperatur vergrößert sich die Kriechfestigkeit beträchtlich. Für die Charge 4 ergibt sich durch eine Temperaturverminderung von  $850^\circ\text{C}$  auf  $800^\circ\text{C}$  etwa eine Verringerung der Kriechgeschwindigkeit um den Faktor 10, von  $800^\circ\text{C}$  auf eine Temperatur von  $750^\circ\text{C}$  bis zu einer Spannung von  $5,5 \text{ kp/mm}^2$  abermals eine Verringerung um den Faktor 20. Wird bei dieser Temperatur weiterhin die Spannung erhöht, so nimmt die Änderung der Kriechgeschwindigkeit mit der Spannung sehr stark zu. Eine noch größere Temperaturabhängigkeit ergibt sich bei der Charge 2. Eine Temperaturerniedrigung von  $850^\circ\text{C}$  auf  $750^\circ\text{C}$  ergibt im vergleichbaren Spannungsbereich, d.h. zwischen  $30 \text{ kp/mm}^2$  und  $50 \text{ kp/mm}^2$ , eine Verringerung der Kriechgeschwindigkeit zwischen 3 und 4 Zehnerpotenzen. Bei einer Versuchstemperatur von  $650^\circ\text{C}$  erhöht sich die sekundäre Kriechgeschwindigkeit im Spannungsintervall von 60 bis  $80 \text{ kp/mm}^2$  von etwa  $10^{-6}/\text{Std}$  auf  $2 \cdot 10^{-5}/\text{Std}$ . Eine Spannungserhöhung um weitere  $5 \text{ kp/mm}^2$  erbringt einen Anstieg der Kriechgeschwindigkeit um 3 bis 4 Zehnerpotenzen. Unterschiede im Kriechverhalten zwischen den einzelnen Chargen lassen sich bei einer Temperatur von  $650^\circ\text{C}$  nicht mehr feststellen.

Die n- und k-Werte, die sich aus der Norton'schen Kriechbeziehung  $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$  ergeben, sind in der Tabelle 2 aufgeführt. Die n-Werte der Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge, -2Ge und -4Ge sind gleich. Die k-Werte fallen mit steigendem Ge-Gehalt von  $1,2 \cdot 10^{-8}$  bis auf  $4,7 \cdot 10^{-9}$  ab. Der k-Wert der Legierung V-3Ti beträgt  $5,0 \cdot 10^{-9}$ . Etwas unempfindlicher gegenüber einer Spannungsänderung erweist sich die Legierung V-3Ti-1Si mit einem n-Wert von 3,5 und mit einem k-Wert von  $6,8 \cdot 10^{-8}$ . Die Legierung V-3Ti-5Nb-1Si reagiert wieder empfindlicher gegenüber einer Spannungsänderung,  $n = 4,9$ . Das Kurzzeit-Zeitstandverhalten ist jedoch günstiger, wie aus dem k-Wert von  $2,4 \cdot 10^{-9}$  hervorgeht. Bei der Ermittlung der n- und k-Werte an der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si ist zu berücksichtigen, daß Abweichungen vom parabolischen Verhalten auftreten. Zur Kennzeichnung der Abweichungen von der parabolischen Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Spannung wurden durch die doppelt logarithmisch aufgetragenen Geschwindigkeitswerte jeweils im Bereich niedriger Spannungen und im Bereich höherer Spannungen Geraden gelegt. Im Bereich höherer Spannungen nimmt der n-Wert der Charge 4 von  $n = 7$  bei  $850^\circ\text{C}$  über  $n = 7,5$  bei  $800^\circ\text{C}$  bis auf  $n = 20,4$  zu. Der Anstieg im Niederspannungsbereich ist nicht so deutlich. Im gleichen Temperaturintervall steigt der n-Wert von  $n = 3,9$  über  $n = 4,1$  bis auf  $n = 4,4$ . Mit steigenden n-Werten verringern sich jeweils die k-Werte.

In ähnlicher Weise verhält sich die Charge 2. Der n-Wert erhöht sich von  $n = 6,1$  bei  $850^\circ\text{C}$  auf  $n = 7,8$  bei einer Temperatur von  $750^\circ\text{C}$ . Eine Abweichung vom parabolischen Verlauf der Kriechgeschwindigkeit konnte bei dieser Charge nicht ermittelt werden. Bei einer Versuchstemperatur von  $650^\circ\text{C}$  besteht abermals ein Unterschied zwischen dem Kriechverhalten im Hoch- und Niederspannungsbereich. Unterhalb einer Spannung von  $80 \text{ kp/mm}^2$  beträgt  $n = 13$  und  $k = 1,8 \cdot 10^{-29}$ . Oberhalb einer Spannung von  $80 \text{ kp/mm}^2$  steigt der Spannungsexponent extrem auf den Wert 70 an; dementsprechend verringert sich der k-Wert auf  $7 \cdot 10^{-138}$ . Die Änderung des Nb-Gehaltes von 5% auf 15% läßt keinen direkten Einfluß auf die n- und k-Werte erkennen. Inwieweit die Kriechgeschwindigkeiten bzw. Bruchvorgänge die Zeitstandfestigkeiten beeinflussen,



ergibt sich aus der doppelt-logarithmischen Auftragung der Standzeit gegenüber der minimalen Kriechgeschwindigkeit gemäß der von Monkman und Grant empirisch gefundenen Beziehung  $\log t_B + m \cdot \log \dot{\epsilon} = K'$  (Bild 19 und 20). Die  $m$ - und  $K'$ -Werte sind in der Tabelle 3 aufgeführt. Die  $m$ -Werte der Legierungen V-3Ti, -1Ge, -4Ge und V-3Ti-5Nb-1Si betragen 1. Das bedeutet, daß sich die Standzeit und die Kriechgeschwindigkeit zueinander umgekehrt proportional verhalten. Geringe Abweichungen von dem  $m$ -Wert 1 zeigen die Legierungen V-3Ti-2Ge und V-3Ti-15Nb-1Si. Etwas empfindlicher gegenüber der Änderung der minimalen Kriechgeschwindigkeit reagiert die Legierung V-3Ti-1Si, wie aus dem  $m$ -Wert 1,5 zu entnehmen ist.

Inwieweit sich der Kriechmechanismus einer Legierung in einem bestimmten Temperaturintervall ändert, kann dadurch nachgewiesen werden, daß der Logarithmus der minimalen Kriechgeschwindigkeit gegen die reziproke absolute Temperatur  $\frac{1}{T}$  aufgetragen wird. Dabei wird die Gültigkeit der Gleichung  $\dot{\epsilon} = K \exp - \frac{Q_c}{RT}$  bzw.  $\log \dot{\epsilon} = \log K - \frac{Q_c}{R} \cdot \frac{1}{T}$  vorausgesetzt.  $K$  ist eine temperaturunabhängige Konstante,  $Q_c$  ist die Aktivierungsenergie und  $R$  ist die allgemeine Gaskonstante. Eine Änderung des Kriechmechanismus ist mit einer Steigungsänderung der Kurve  $\log \dot{\epsilon}$  gegen  $\frac{1}{T}$  verbunden, wenn sich  $Q_c$  ebenfalls mit dem Kriechmechanismus ändert. In Bild 21 ist von der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si im Temperaturintervall von 650°-850°C für die Spannungen 60 und 70 kp/mm<sup>2</sup> die reziproke absolute Temperatur gegen den Logarithmus der minimalen Kriechgeschwindigkeit aufgetragen. Aus dem Diagramm geht hervor, daß im Temperaturbereich zwischen 750°C und 650°C eine Änderung des Kriechmechanismus stattfindet. Der sich aus dem geraden Teil der Kurve ergebende Wert für die Aktivierungsenergie des Kriechens beträgt für eine Spannung von 70 kp/mm<sup>2</sup> oberhalb einer Temperatur von 750°C etwa 255 kcal/Mol. Bei einer Temperatur von 650°C liegt der Wert nach einer sehr grob vorgenommenen Interpolation etwa bei 50 kcal/Mol. Weitere Anhaltspunkte über die Kriechmechanismen, die bei den einzelnen Versuchsbedingungen wirksam werden, können aus metallographischen Untersuchungen gewonnen werden. Wie bereits in einer Arbeit von H. Böhm

und M. Schirra <sup>10)</sup> an Vanadinlegierungen nachgewiesen wurde, so konnten auch an der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si im Temperaturbereich zwischen 650°C und 750°C in Zugrichtung eine starke Verlängerung der einzelnen Körner gefunden werden, die allgemein mit der Standzeit zunimmt (Bild 22). Rekristallisationsvorgänge sind an dieser Legierung erst bei 850°C nach längeren Standzeiten zu erkennen (Bild 23). An den Legierungen V-3Ti, V-3Ti-1Ge, -2Ge und -4Ge findet bei einer Versuchstemperatur von 850°C ebenfalls eine Streckung der einzelnen Körner statt; Rekristallisationsvorgänge konnten aber nach Standzeiten bis zu 400 h nicht nachgewiesen werden. Bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si liegt nach einer Standzeit von 11620 h und einer Versuchstemperatur von 850°C ein rekristallisiertes Gefüge vor, in dem allerdings die alten Korngrenzen noch sichtbar sind (Bild 23). Die Legierungen V-3Ti-1Si und V-3Ti-5Nb-1Si zeigen in den Einschnürbereichen nach Standzeiten von etwa 3500 h zeilenförmige Rekristallisationszonen, wie es im Bild 24 zu erkennen ist.

##### 5. Diskussion der Versuchsergebnisse

Einer Deutung der Versuchsergebnisse steht erschwerend gegenüber, daß einmal nur sehr wenig Proben für die Untersuchungen herangezogen werden konnten, und daß die einzelnen Legierungen untereinander starke Konzentrationsunterschiede in ihren interstitiellen Verunreinigungen aufwiesen.

Der geringe Anstieg der Zeitstandfestigkeit bei den Germaniumlegierungen kann dem zunehmenden Ge-Gehalt zugesprochen werden. Die vergleichsweise hohen Standzeiten der Legierung V-3Ti-1Si werden neben der mischkristallverfestigenden Wirkung des Siliziums stark von den interstitiellen Verunreinigungen mitgetragen, die bei dieser Legierung gegenüber den Germanium enthaltenden Legierungen sehr hoch liegen. Die ähnlich großen Affinitäten des Siliziums und des Titans zum Sauerstoff lassen es wahrscheinlich sein, daß eine starke Wechselwirkung zwischen dem Titan und dem Sauerstoff einerseits und zwischen dem Silizium

und dem Sauerstoff andererseits besteht. Die starken Streuungen der Zeitstandwerte bei den Legierungen V-3Ti-1Si sind auf unterschiedliche Verunreinigungsgrade der einzelnen Proben zurückzuführen. Die Erhöhung der Zeitstandfestigkeit mit der Zugabe von Niob wird durch eine Mischkristallhärtung hervorgerufen. Die Steigerung der Zeitstandfestigkeit zwischen den einzelnen Chargen der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si bei einer Versuchstemperatur von 850°C läßt sich mit der Erhöhung des Sauerstoffgehaltes in Verbindung bringen. Eine Zunahme des Sauerstoffgehaltes von 800 ppm, Charge 4, auf 2200 ppm, Charge 2, bewirkt bei einer Versuchsdauer von 10 000 h eine Festigkeitserhöhung um den Faktor 2. Für kürzere Versuchszeiten ist die Festigkeitserhöhung durch Sauerstoff nicht ganz so günstig.

Soll eine Aussage über die Duktilität eines Werkstoffes gemacht werden, so ist vorher zu klären, welche technologische Kenngröße zu ihrer Beurteilung herangezogen werden kann. Als Maß für die Verformbarkeit eines Materials wird üblicherweise die Bruchdehnung verwendet. Nach diesem Auswahlkriterium verhalten sich die germaniumhaltigen Vanadinlegierungen am günstigsten, die stark sauerstoffhaltigen V-3Ti-15Nb-1Si-Legierungen am ungünstigsten. Für die Beurteilung der Duktilität von Hüllmaterialien wird das Duktilitätskriterium  $\dot{\epsilon} \cdot t_B$  als Maß für die Verformbarkeit herangezogen. Die höchsten Werte werden in dieser Hinsicht von den sauerstoffarmen V-3Ti-15Nb-1Si-Legierungen erzielt. Da jedoch eine Gleichmaßdehnung von 1% für einen Hüllwerkstoff ausreichend ist und die Vanadinlegierungen durch Neutronenbestrahlung nicht verspröden, besteht aus diesem Grund allgemein für die Vanadinlegierungen keine Verwendungseinschränkung. Zur Kennzeichnung der mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes ist weiterhin wichtig, inwieweit Riß- und Void-Bildung zu einem porösen Gefüge führen. Bei den Vanadinlegierungen tritt nur dann eine oberflächliche Rißbildung auf, wenn die Oberfläche durch chemische Reaktionen mit dem umgebenden Medium versprödet ist.

Angaben über die Art der Kriechmechanismen, welche unter den einzelnen Versuchsbedingungen vorherrschen, können nur sehr grob gegeben werden. An der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si tritt im Temperaturbereich von 650°C bis 750°C eine Änderung des Kriechmechanismus ein. Unterhalb von 650°C weisen der geringe Betrag der Aktivierungsenergie und ein hoher n-Wert auf Kriechmechanismen hin, die durch Versetzungsbewegungen bestimmt werden. Bei einer Temperatur oberhalb von 750°C sind Diffusionsvorgänge geschwindigkeitsbestimmend. Hinweise hierauf sind die hohe Aktivierungsenergie des Kriechens und bereits ablaufende Rekristallisationsvorgänge. Bei der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si erfolgt ferner eine spannungsinduzierte lokale Niobanreicherung, wie aus den Elektronenrastraufnahmen <sup>11)</sup> von der Bruchzone (Bild 25) und dem Probenkopf (Bild 26) einer bei 850°C über 11620 h eingesetzten Probe hervorgeht.

## Literatur

1. H. Böhm, W. Dienst, H. Hauck, H.-J. Laue  
ASTM Special Technical Publ. No. 426
2. K. Ehrlich, H. Böhm  
IAEA-Proceedings  
"Radiation damage in Reactor Materials"  
SM 120/G-4, Juni 69
3. K. Ehrlich  
persönliche Mitteilung
4. O. Götzmann  
persönliche Mitteilung
5. H. U. Borgstedt u. G. Frees  
"Untersuchungen von Korrosionseffekten durch Natrium an  
Metallen der vierten und fünften Nebengruppe"  
Werkstoffe u. Korrosion, 1968, Heft 10, S. 862
6. M. Dalle-Donne  
INR-Notiz, unveröffentlicht
7. W. Scheibe  
persönliche Mitteilung
8. H. Böhm, M. Schirra  
"Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadin-Titan- und  
Vanadin-Titan-Niob-Legierungen  
KFK 774, 1968
9. K.-H. Kramer  
persönliche Mitteilung
10. H. Böhm, M. Schirra  
"Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten  
binärer und tertiärer Vanadin-Legierungen"  
Journal Less-Common Metals, 12(1967)S. 280-293
11. Die Untersuchungen mit der Mikrosonde wurden von Herrn Dr. Hein  
im Institut für Material- und Festkörperforschung durchgeführt.



Tabelle 1

Legierung	<u>Interstitielle Verunreinigungen in ppm</u>				
	<u>Sauerstoff</u>	<u>Stickstoff</u>	<u>Kohlenstoff</u>	<u>Wasserstoff</u>	
V-3Ti	1100, 1400*	60	30	120	
V-3Ti-1Si	610, 2900*	350, 500*	680		
V-3Ti-1Ge	500, 1200*	60	30		
V-3Ti-2Ge	500, 550*	60	30		
V-3Ti-4Ge	500, 700*	60	30		
V-3Ti-5Nb-1Si	2100*	900*			
V-3Ti-15Nb-1Si	1. Lfrg.	1300*	290*	625*	120*
	2. "	2200*	140*	450*	100*
	3. "	890*	50*	475*	150*
	4. "	800*	230*	800*	440*

Die mit \*) versehenen Meßwerte sind im Institut für Material- und Festkörperforschung gemessen worden.

Tabelle 2

Legierung	T [°C]	n	k		
V-3Ti	850	5,5	$5,0 \times 10^{-9}$		
V-3Ti-1Si	850	3,5	$6,8 \times 10^{-8}$		
V-3Ti-1Ge	850	5,5	$1,2 \times 10^{-8}$		
V-3Ti-2Ge	850	5,5	$8,3 \times 10^{-9}$		
V-3Ti-4Ge	850	5,5	$4,7 \times 10^{-9}$		
V-3Ti-5Nb-1Si	850	4,9	$2,4 \times 10^{-9}$		
V-3Ti-15Nb-1Si	850	Chg. 4	$\sigma > 24$ (kp/mm <sup>2</sup> )	7,0	$2,5 \times 10^{-12}$
"	"	" 4	$\sigma < 24$ (kp/mm <sup>2</sup> )	3,9	$5,5 \times 10^{-8}$
"	"	" 2		6,1	$8,0 \times 10^{-12}$
"	800	" 4	$\sigma > 34$ (kp/mm <sup>2</sup> )	7,5	$2,4 \times 10^{-14}$
"	800	" 4	$\sigma < 34$ (kp/mm <sup>2</sup> )	4,1	$4,5 \times 10^{-14}$
"	"	" 3		4,2	$3,5 \times 10^{-10}$
"	750	" 4	$\sigma > 55$ (kp/mm <sup>2</sup> )	20	$7,7 \times 10^{-39}$
"	"	" 4	$\sigma < 55$ (kp/mm <sup>2</sup> )	4,4	$2,5 \times 10^{-11}$
"	"	" 2		7,8	$2,3 \times 10^{-17}$
"	650	" "	$\sigma > 80$ (kp/mm <sup>2</sup> )	70	$7,0 \times 10^{-128}$
"	"	" "	$\sigma < 80$ (kp/mm <sup>2</sup> )	13	$1,8 \times 10^{-29}$

Tabelle 3

Legierung	T [°C]		m	k'
V-3Ti	850		1,0	- 1,0
V-3Ti-1Si	850		1,5	- 2,6
V-3Ti-1Ge	850		1,0	- 0,8
V-3Ti-2Ge	850		0,9	- 0,3
V-3Ti-4Ge	850		1,0	- 0,9
V-3Ti-5Nb-1Si	850		1,0	- 0,7
V-3Ti-15Nb-1Si	850	Chg. 4	1,1	- 0,8
"	850	" 2	0,8	- 0,4
"	800	" 4	1,2	- 1,1
"	800	" 3	1,2	- 1,8
"	750	" 4	0,9	- 1,2
"	750	" 2	1,2	- 2,9
"	650		0,8	- 0,9

Die chemischen Untersuchungen wurden von Frau Dr. H. Schneider durchgeführt. Die metallographischen Probleme bearbeitete Frau Schlenker.



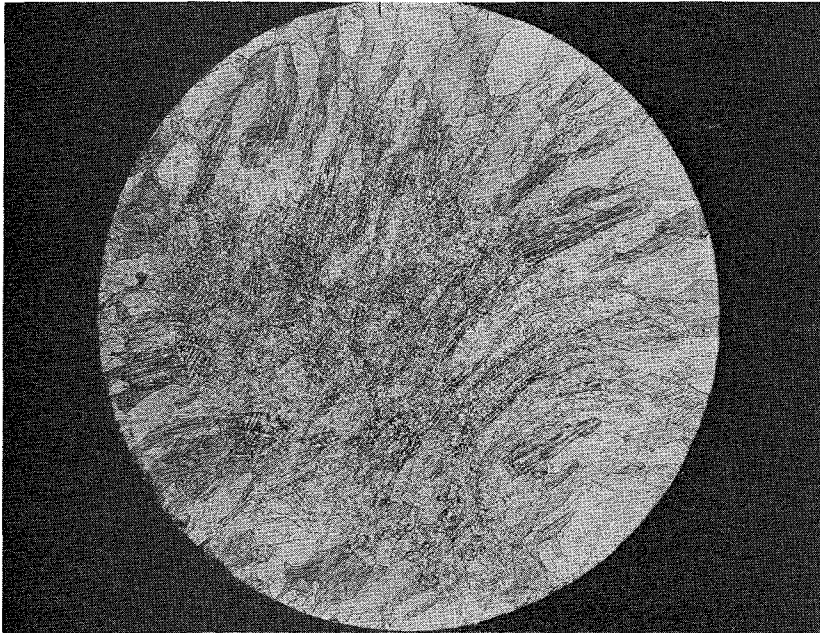


Bild 1

V-3Ti-2Ge

Anlieferungszustand

x 8

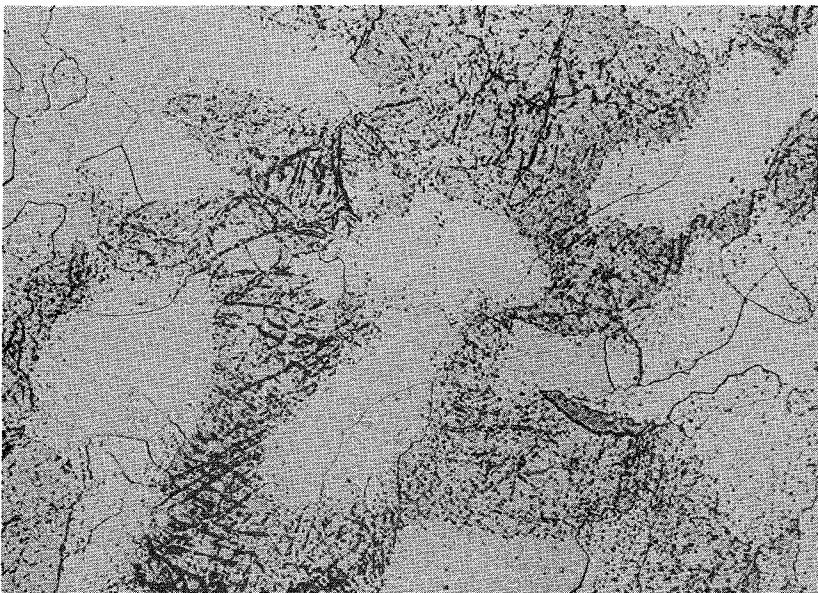
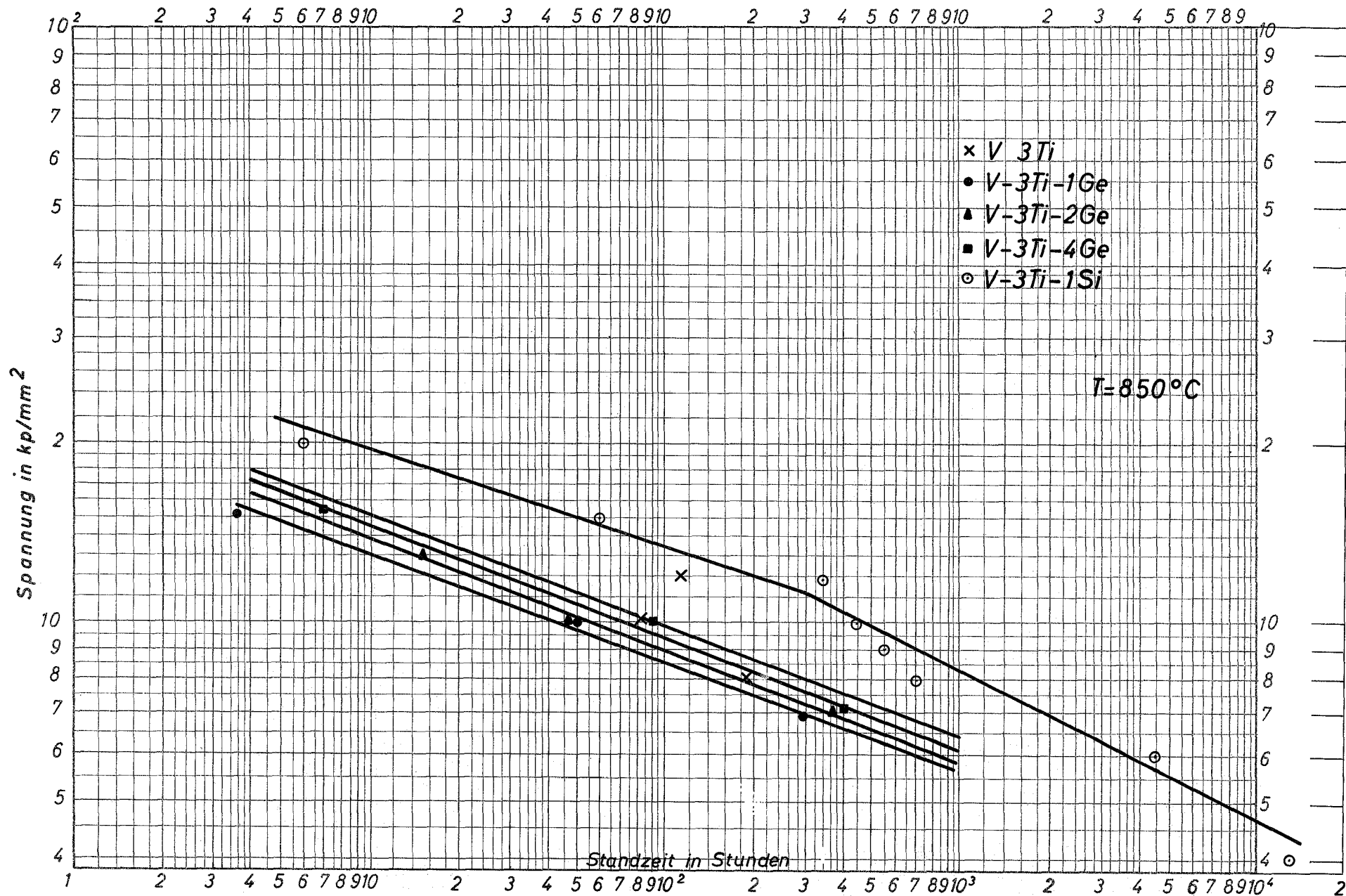


Bild 2

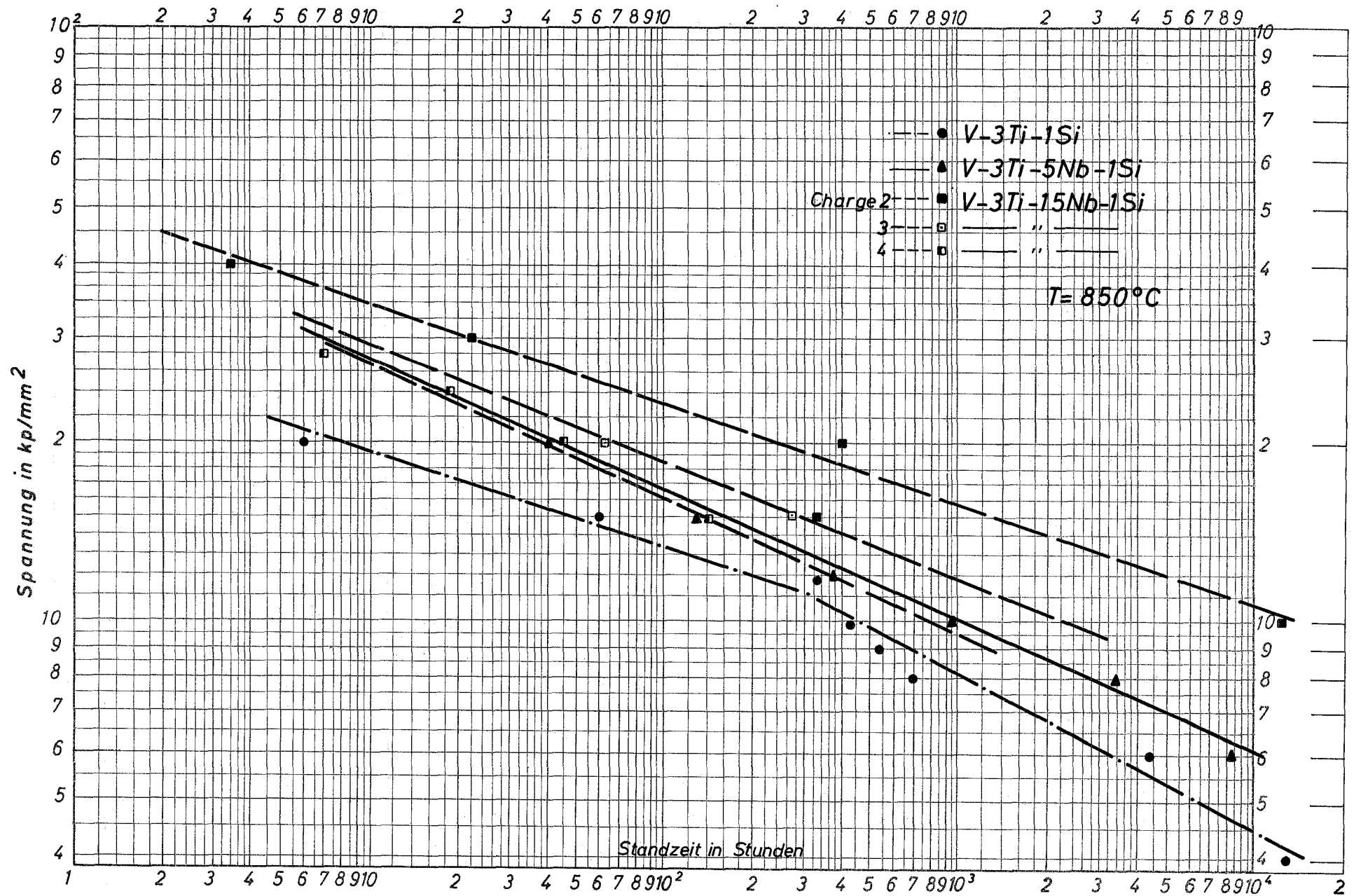
V-3Ti-4Ge

Anlieferungszustand

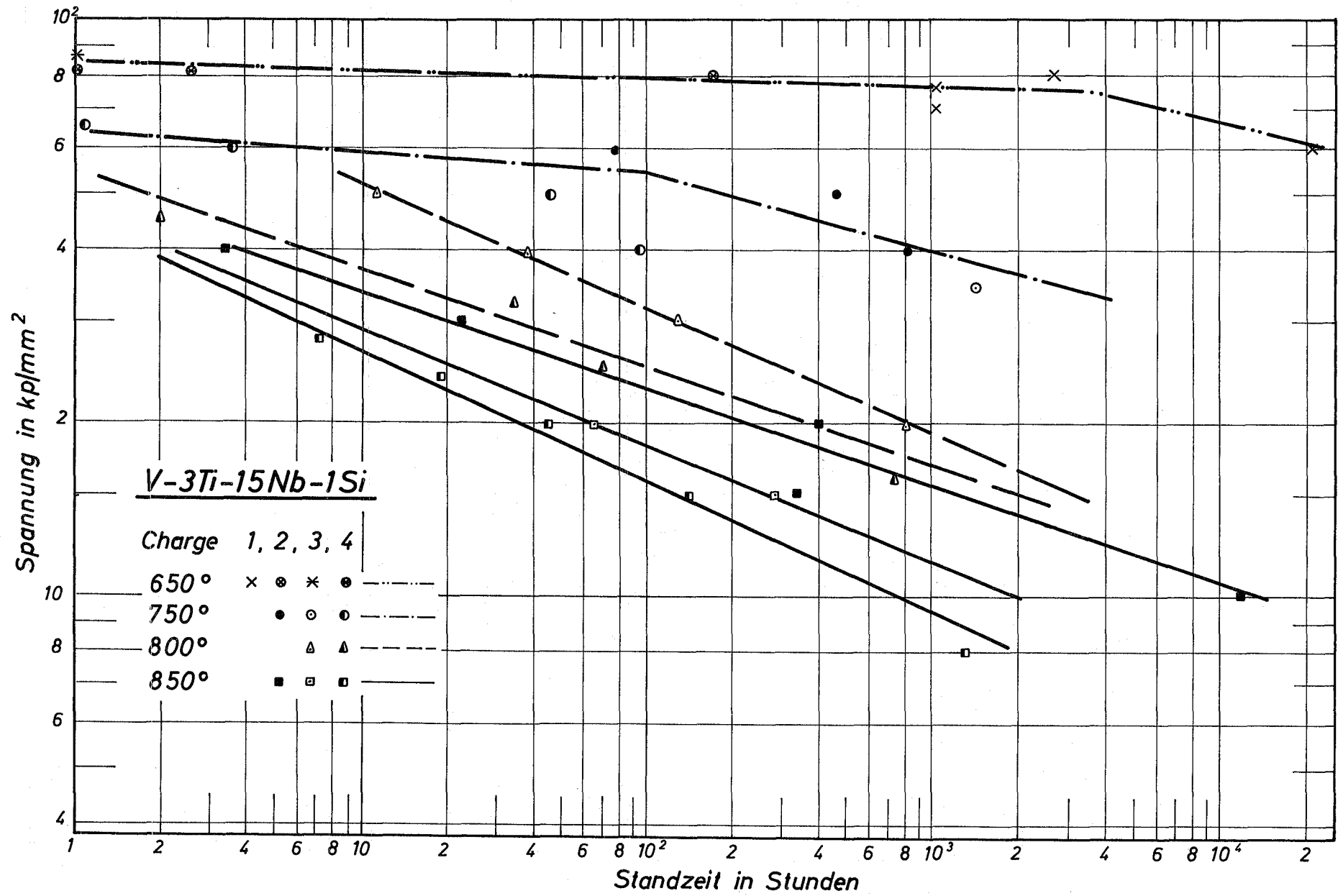
x 500



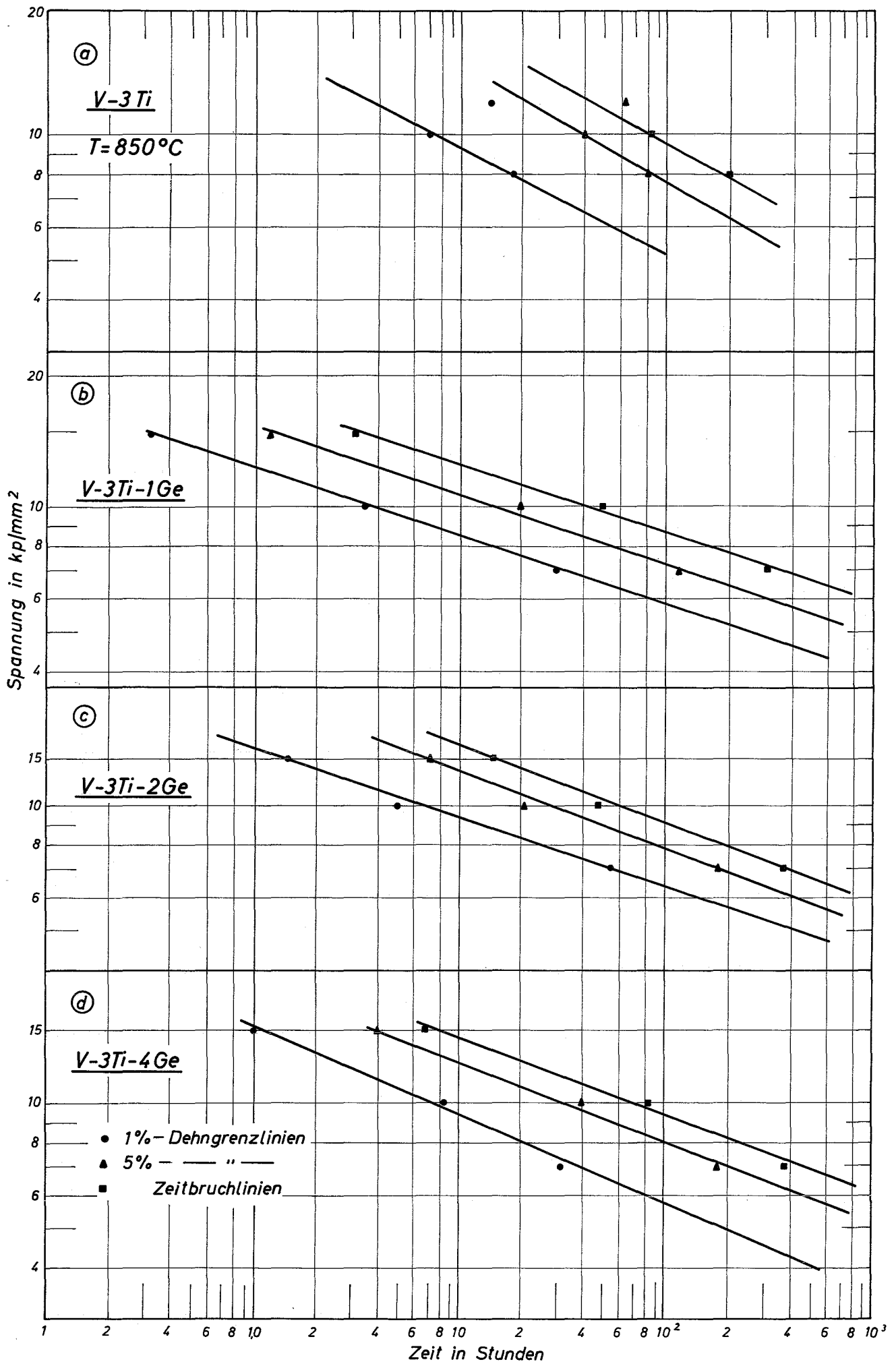
**Bild 3:** Einfluß des Si- u. Ge- Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-3Ti-Legierungen



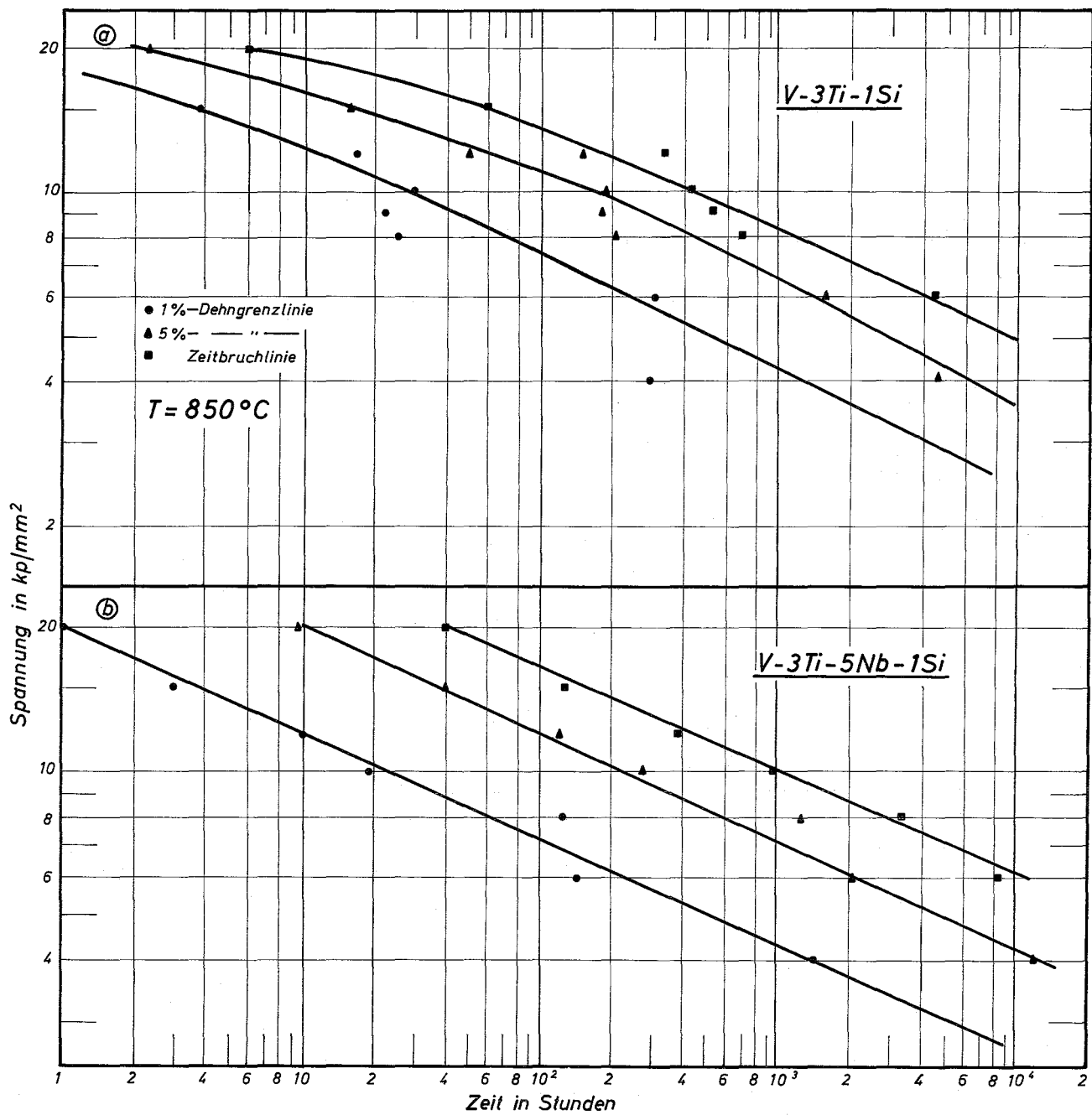
**Bild 4:** Einfluß des Nb-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-3Ti-1Si-Legierungen



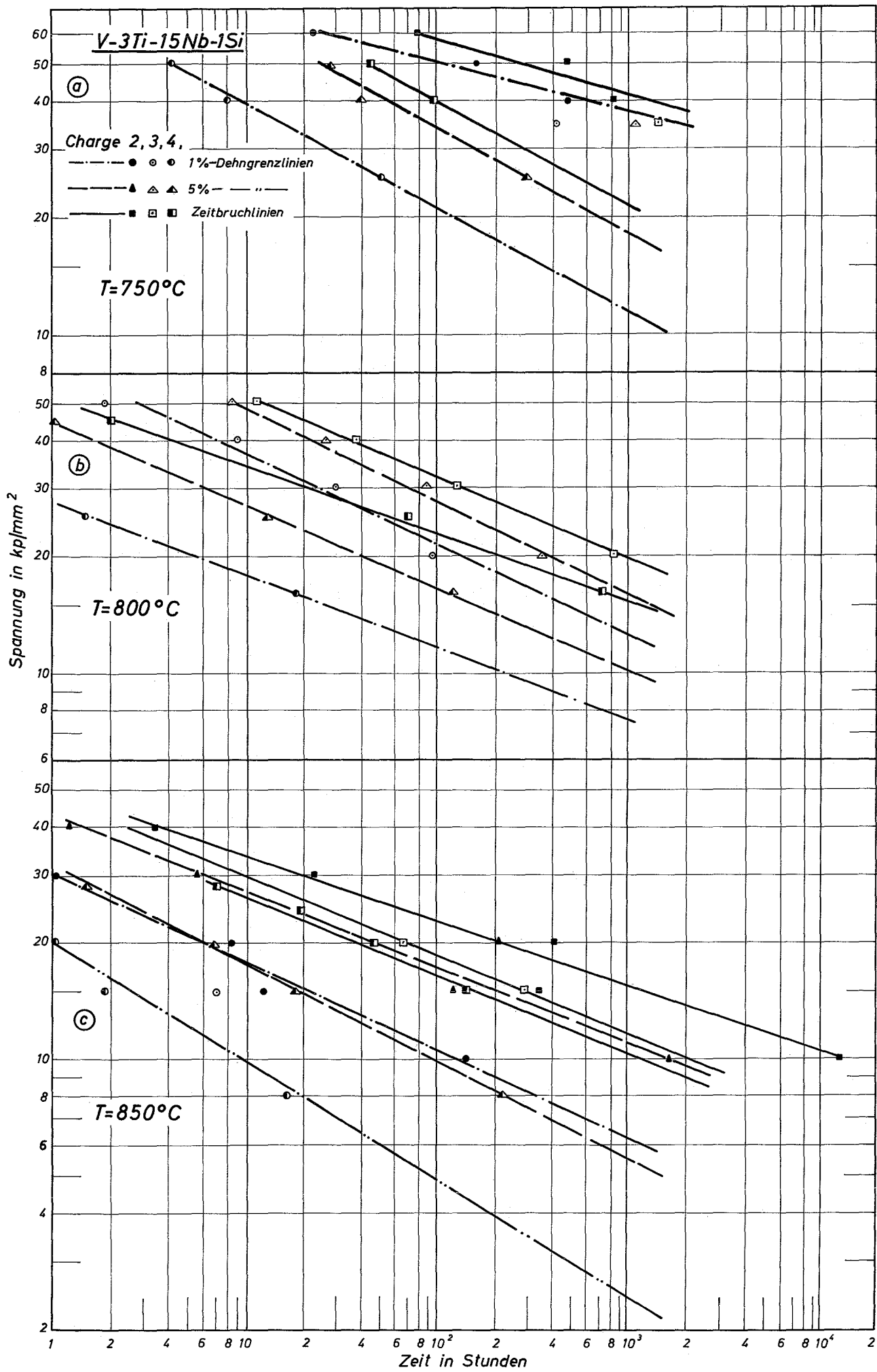
**Bild 5:** Einfluß der Prüftemperatur auf die Zeitstandfestigkeit



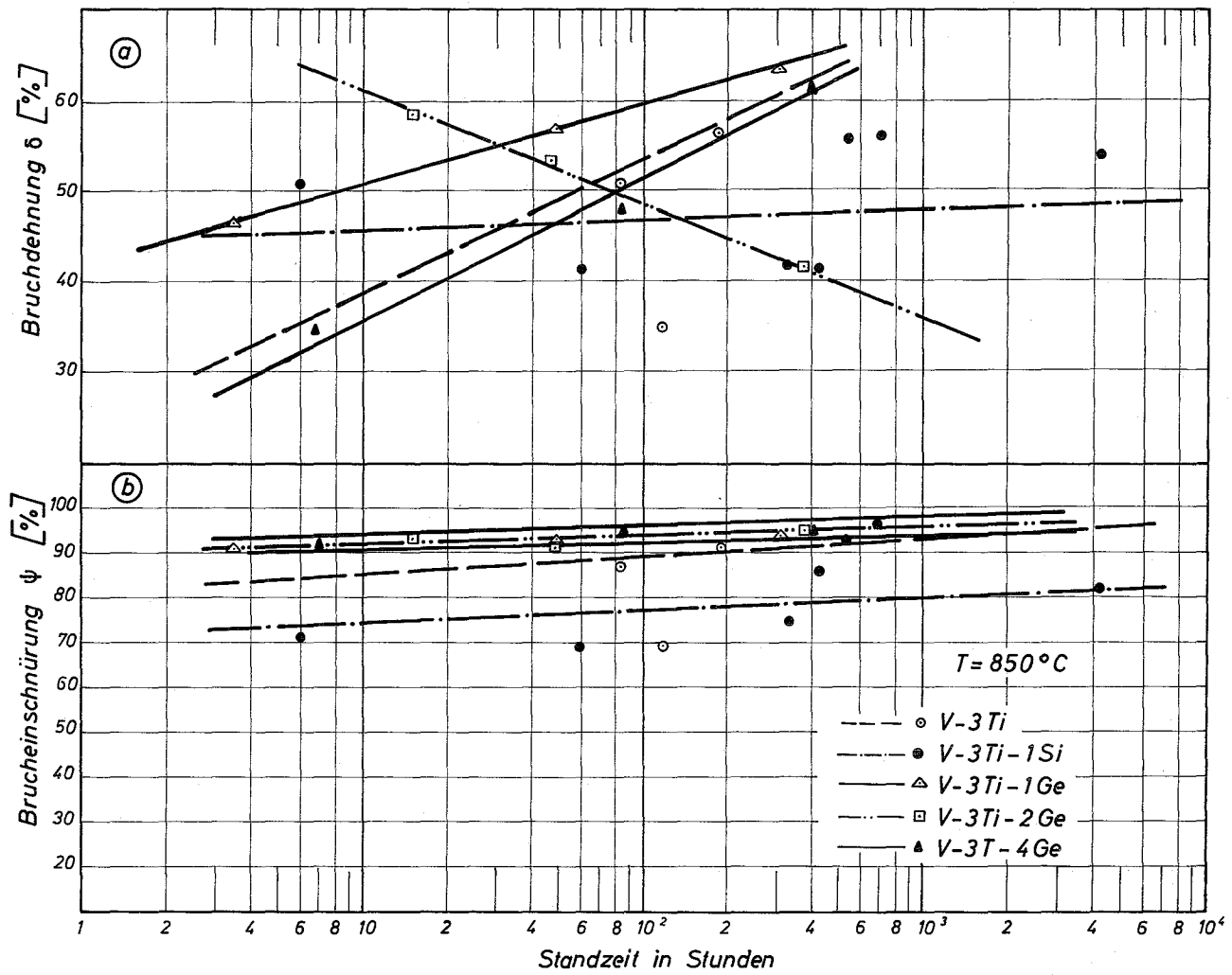
**Bild 6 a-d:** Zeitbruchlinien und 1%- und 5%-Zeitdehngrenzzlinien



**Bild 7a+b:** Die Zeitbruchlinien und die 1%-und 5%-Zeitdehngrenzlinien

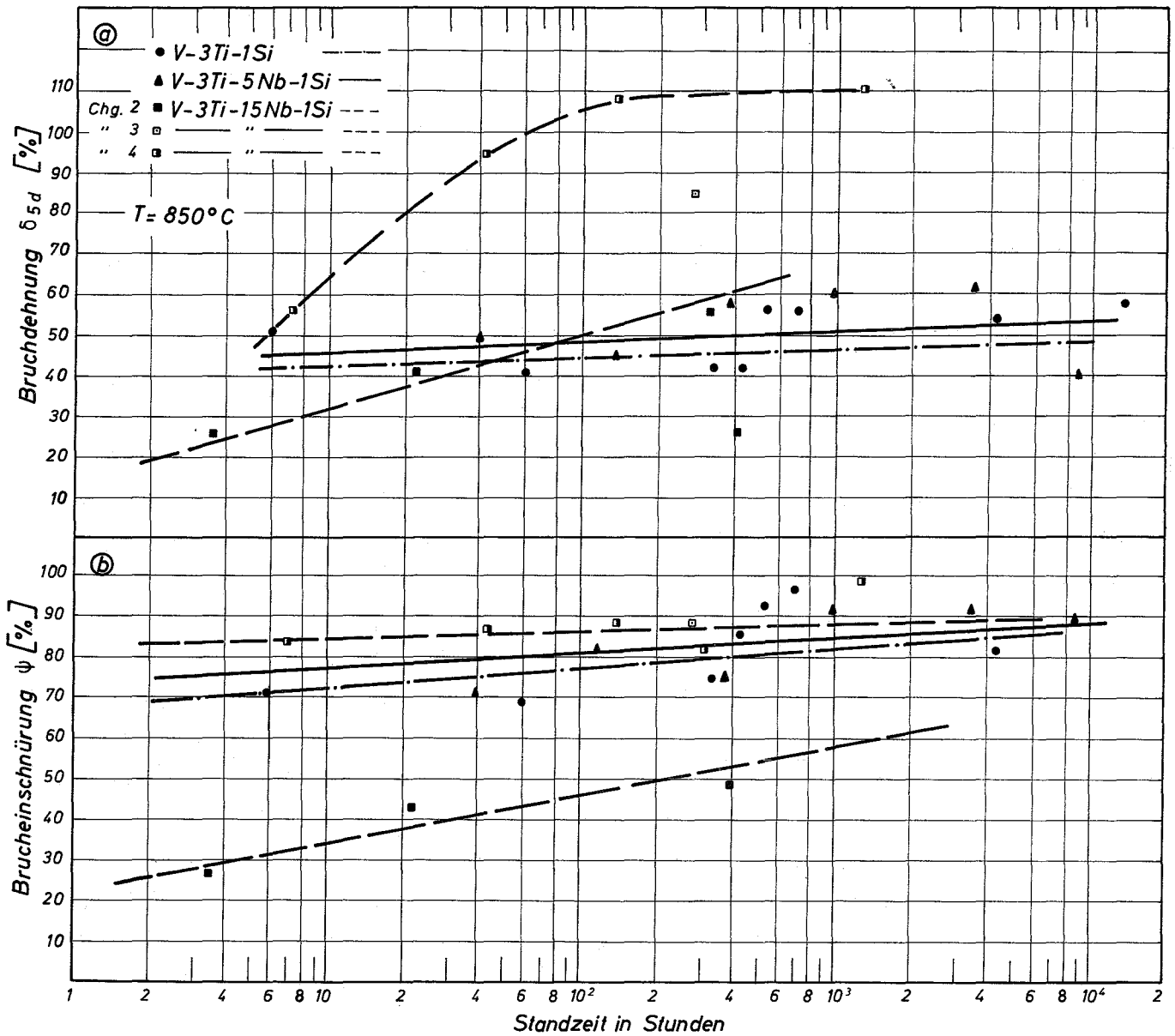


**Bild 8 a-c:** Zeitbruchlinien und die 1% - und 5%-Zeitdehngrenzlinien

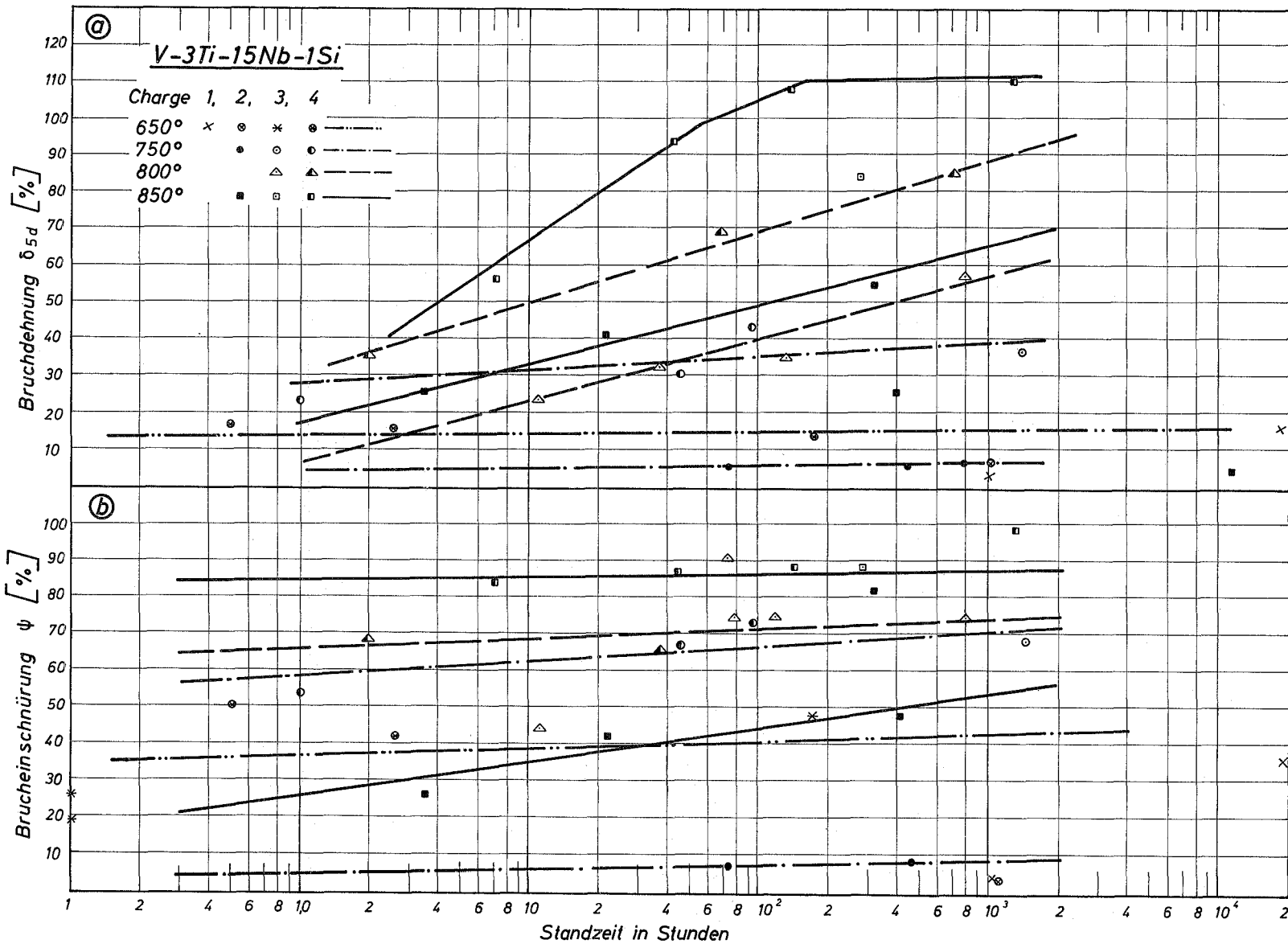


**Bild 9 a+b:** Abhängigkeit der Bruchdehnung  $\delta$  und -einschnürung  $\psi$  von der Standzeit

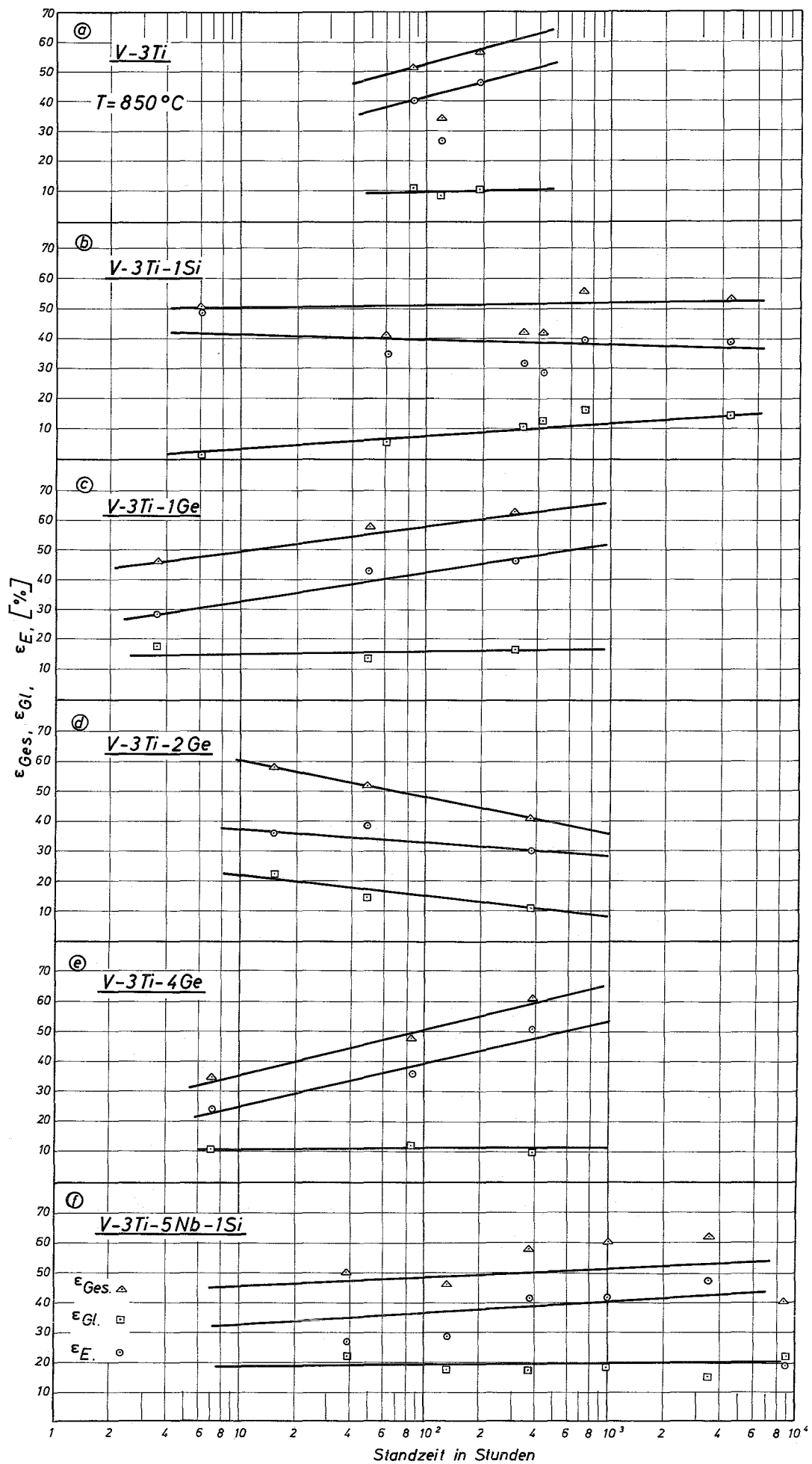




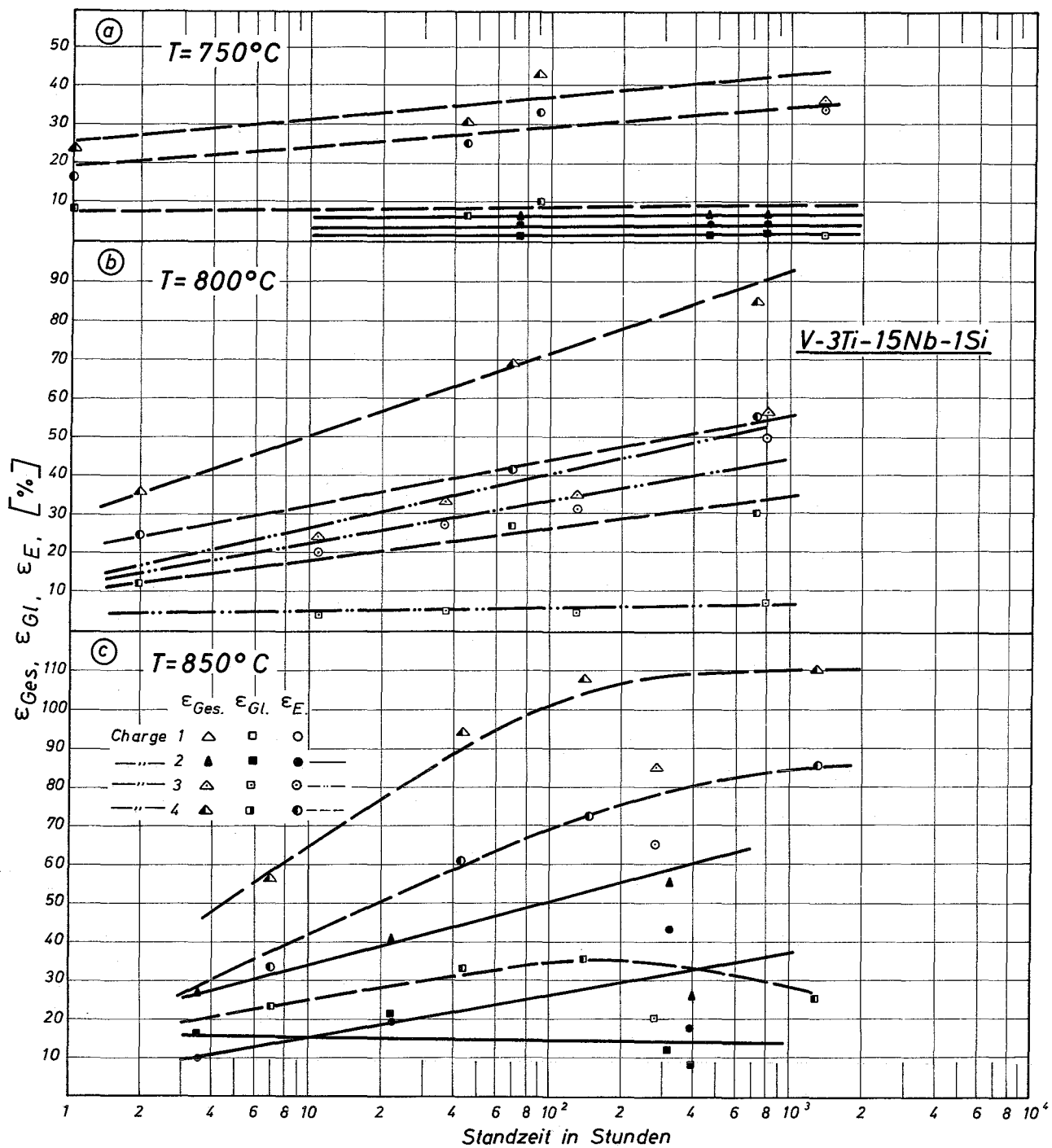
**Bild 10 a+b:** Abhängigkeit der Bruchdehnung  $\delta$  und Brucheinschnürung  $\psi$  von der Standzeit



**Bild 11 a+b:** Abhängigkeit der Bruchdehnung  $\delta$  und der Brucheinschnürung  $\psi$  von der Standzeit



**Bild 12 a-f:** Abhängigkeit der Gesamtdéhnung  $\epsilon_{\text{Ges}}$ , der Einschnürdehnung  $\epsilon_{\text{E}}$  und der Gleichmaßdehnung  $\epsilon_{\text{Gl}}$  von der Standzeit



**Bild 13 a-c:** Abhängigkeit der Gesamtdéhnung  $\epsilon_{\text{Ges}}$ , der Einschnürdéhnung  $\epsilon_{\text{E}}$  und der Gleichmaßdéhnung  $\epsilon_{\text{Gl}}$  von der Standzeit

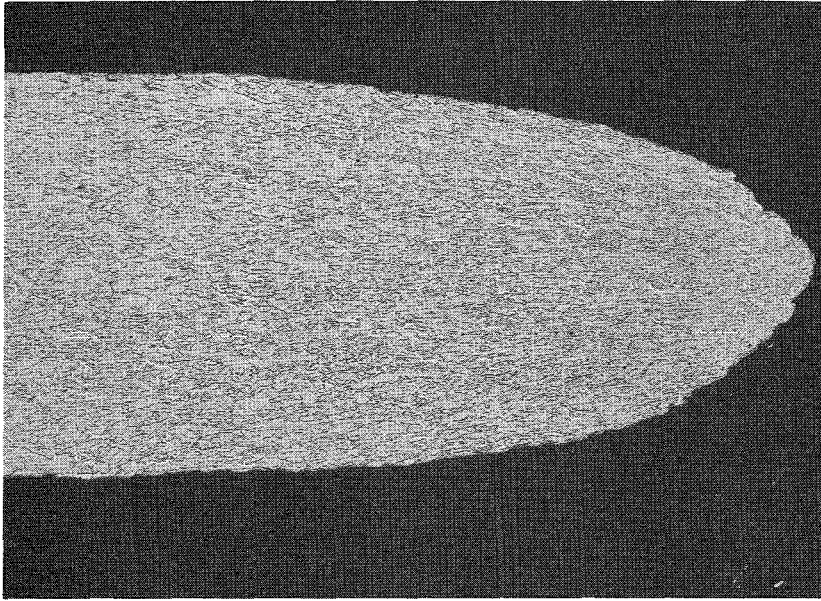


Bild 14a

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-1Ge nach einer  
Standzeit von 3,5 h bei  
einer Versuchstemperatur  
von 850°C

x 15

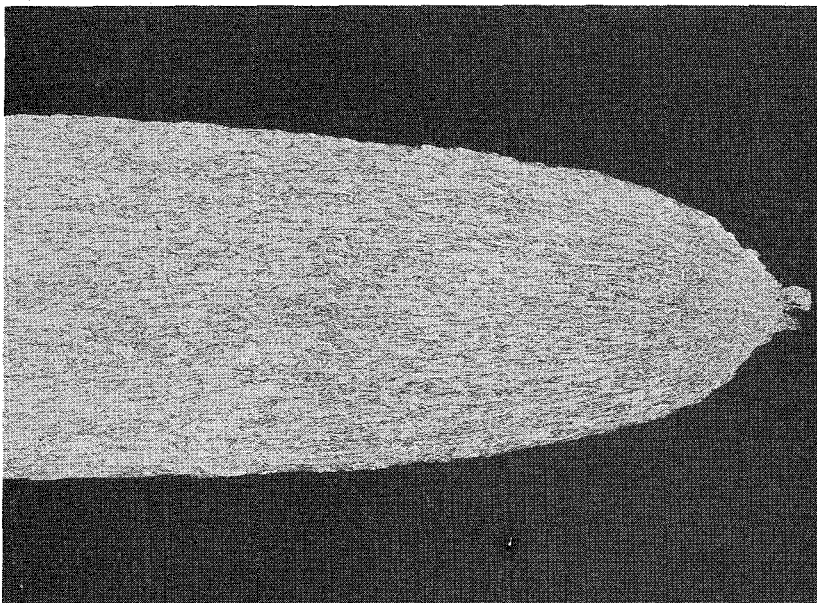


Bild 14b

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-1Ge nach einer  
Standzeit von 301 h bei  
einer Versuchstempera-  
tur von 850°C

x 15

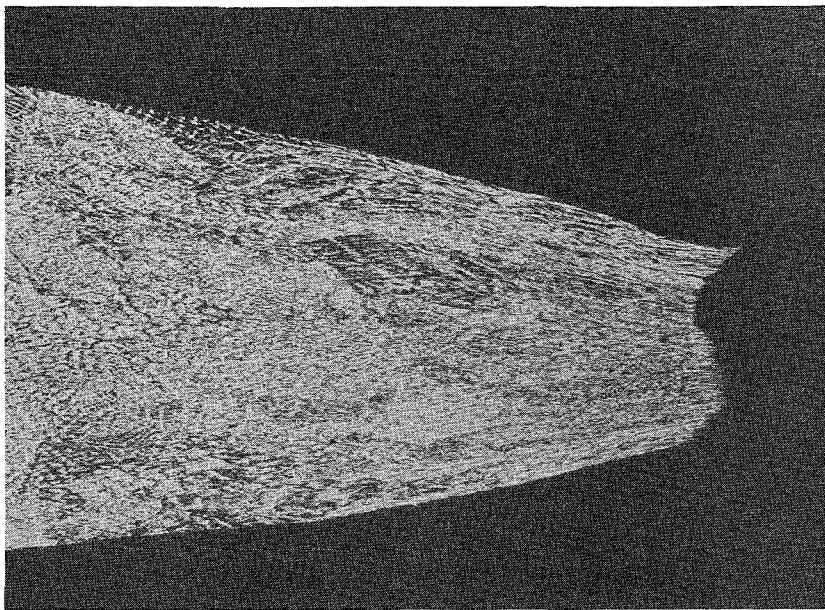


Bild 15a

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-15Nb-1Si nach einer  
Standzeit von 129 h bei  
einer Versuchstemperatur  
von 800°C

x 15

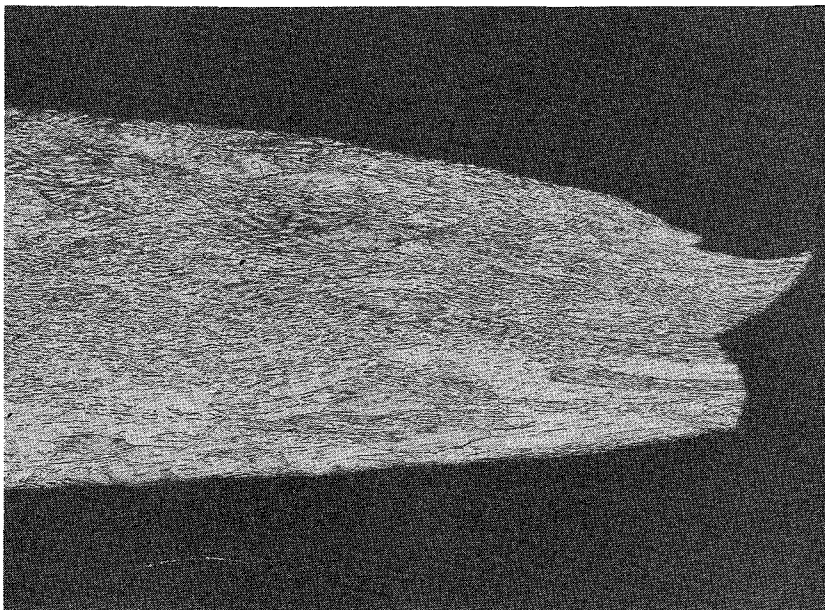


Bild 15b

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-15Nb-1Si nach ei-  
ner Standzeit von 790°C  
bei einer Versuchstempe-  
ratur von 800°C

x 15

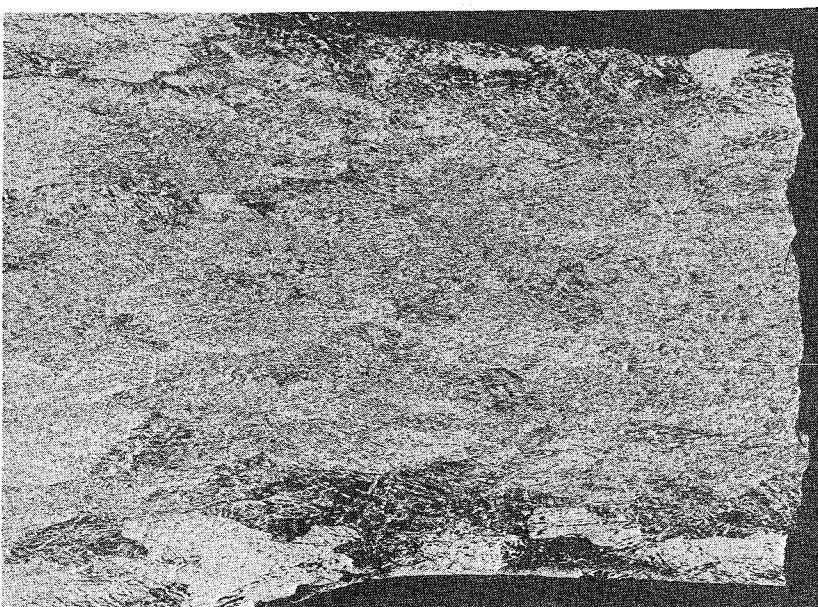
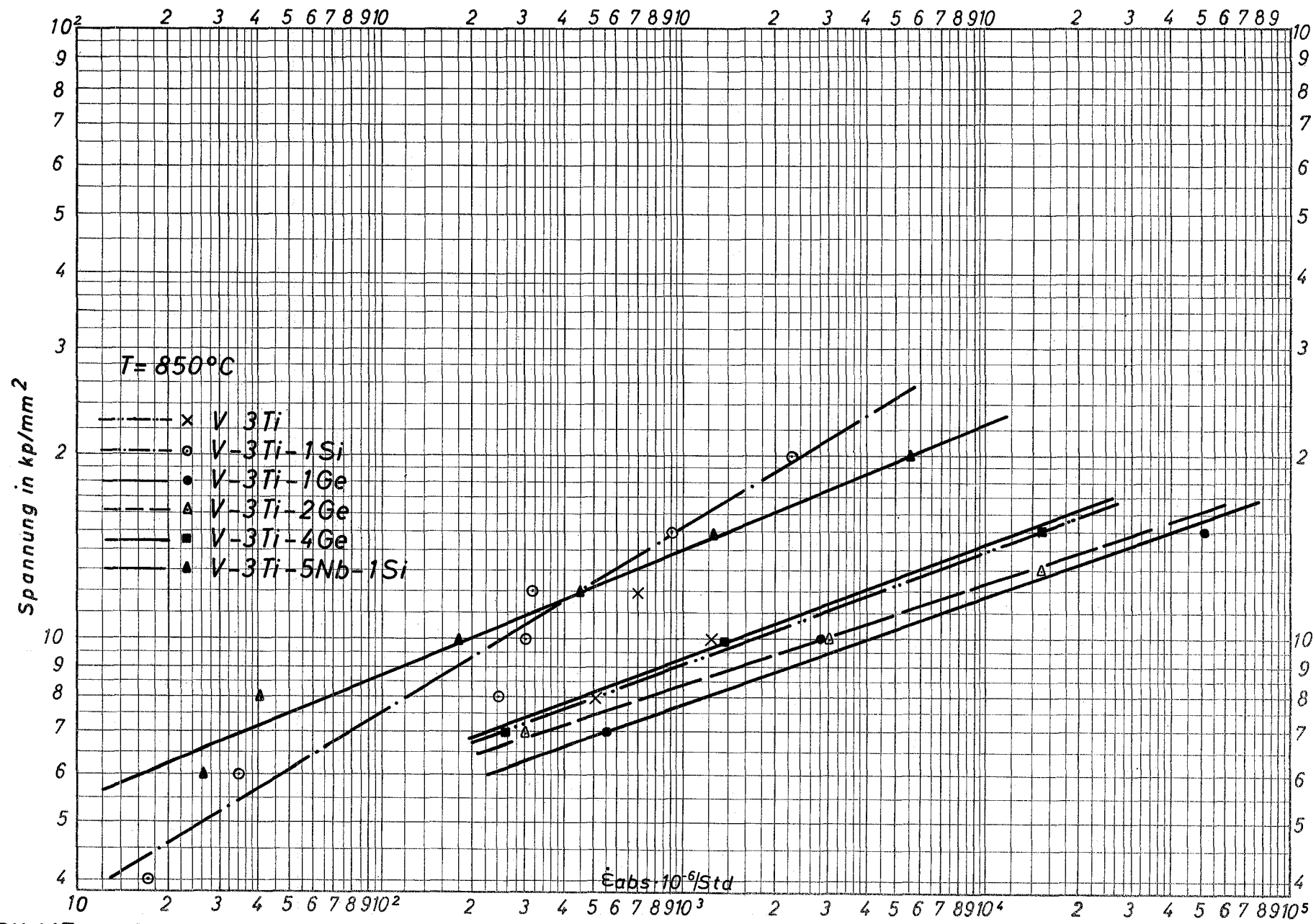


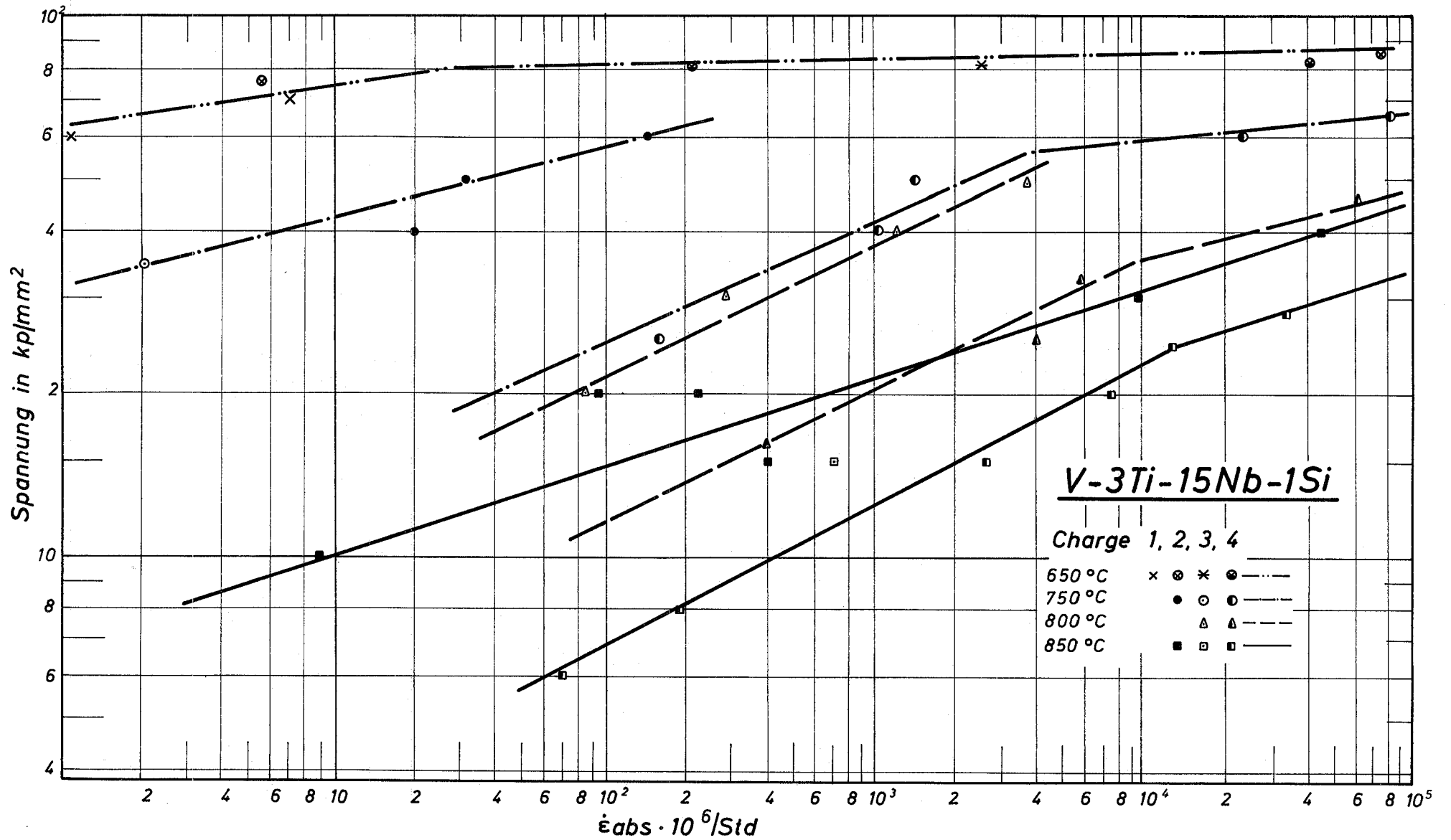
Bild 16

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-15Nb-1Si nach ei-  
ner Standzeit von 11620 h  
bei einer Versuchstempe-  
ratur von 850°C

x 15

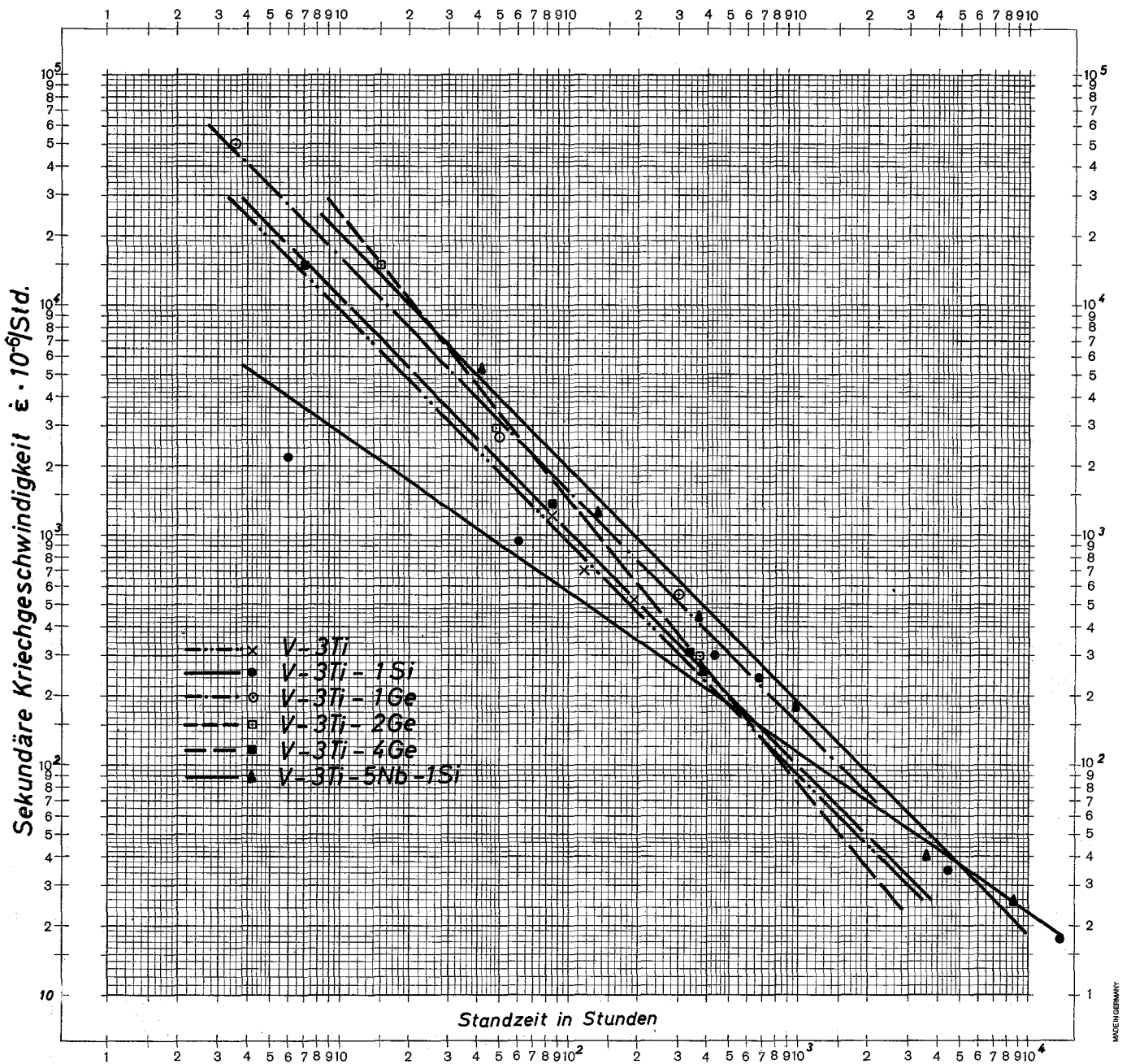


**Bild 17:** Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung



**Bild 18:** Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung





**Bild 19: Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Standzeit bei 850°C**

SEITZL & CO. COPYRIGHT CARL ZHETZNER & SCHÜLL-EISENBECK HAN. Nr. 369 1/2 P

Beide Achsen logar. geteilt von 1 bis 10000, Einheit 50 mm

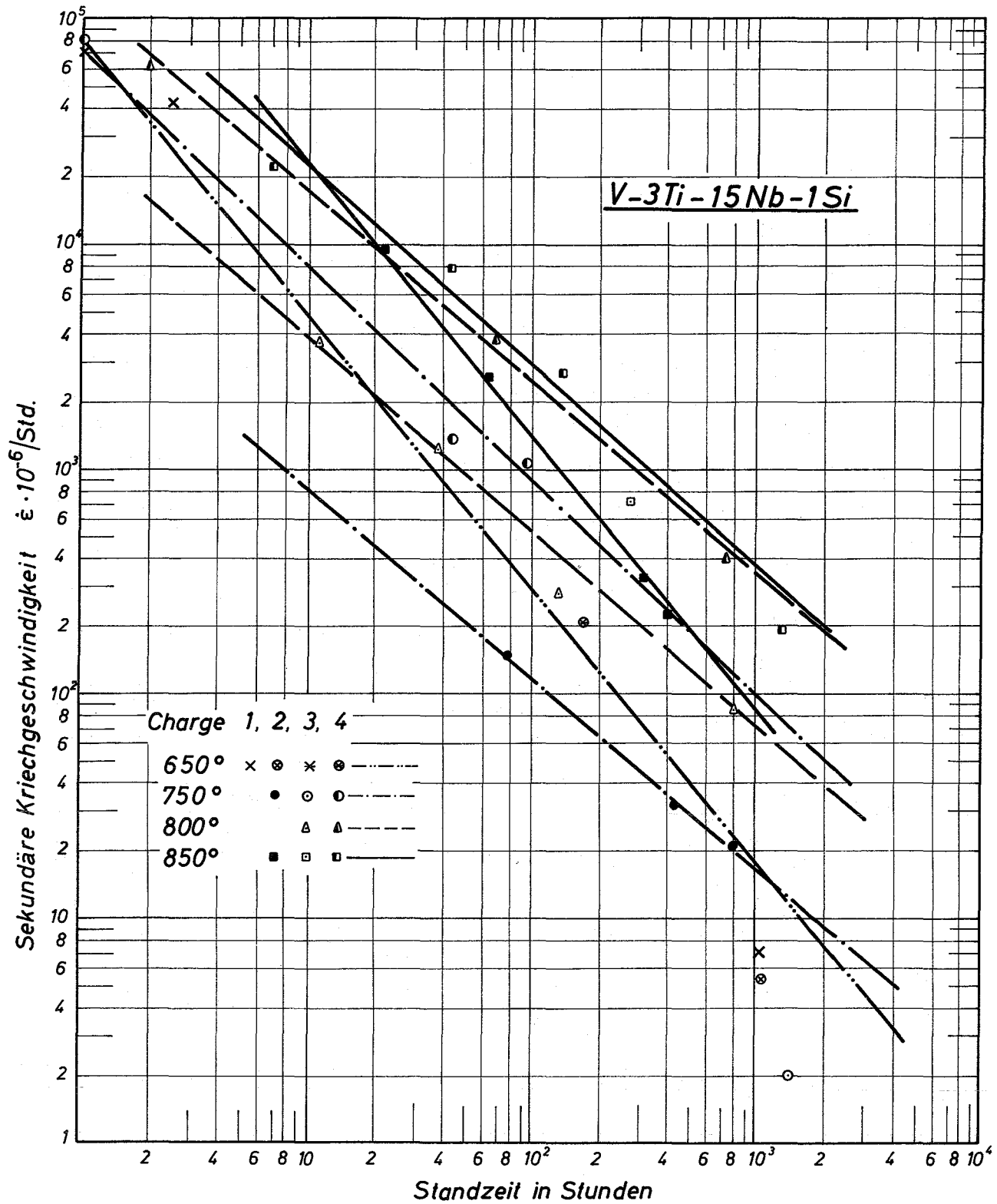
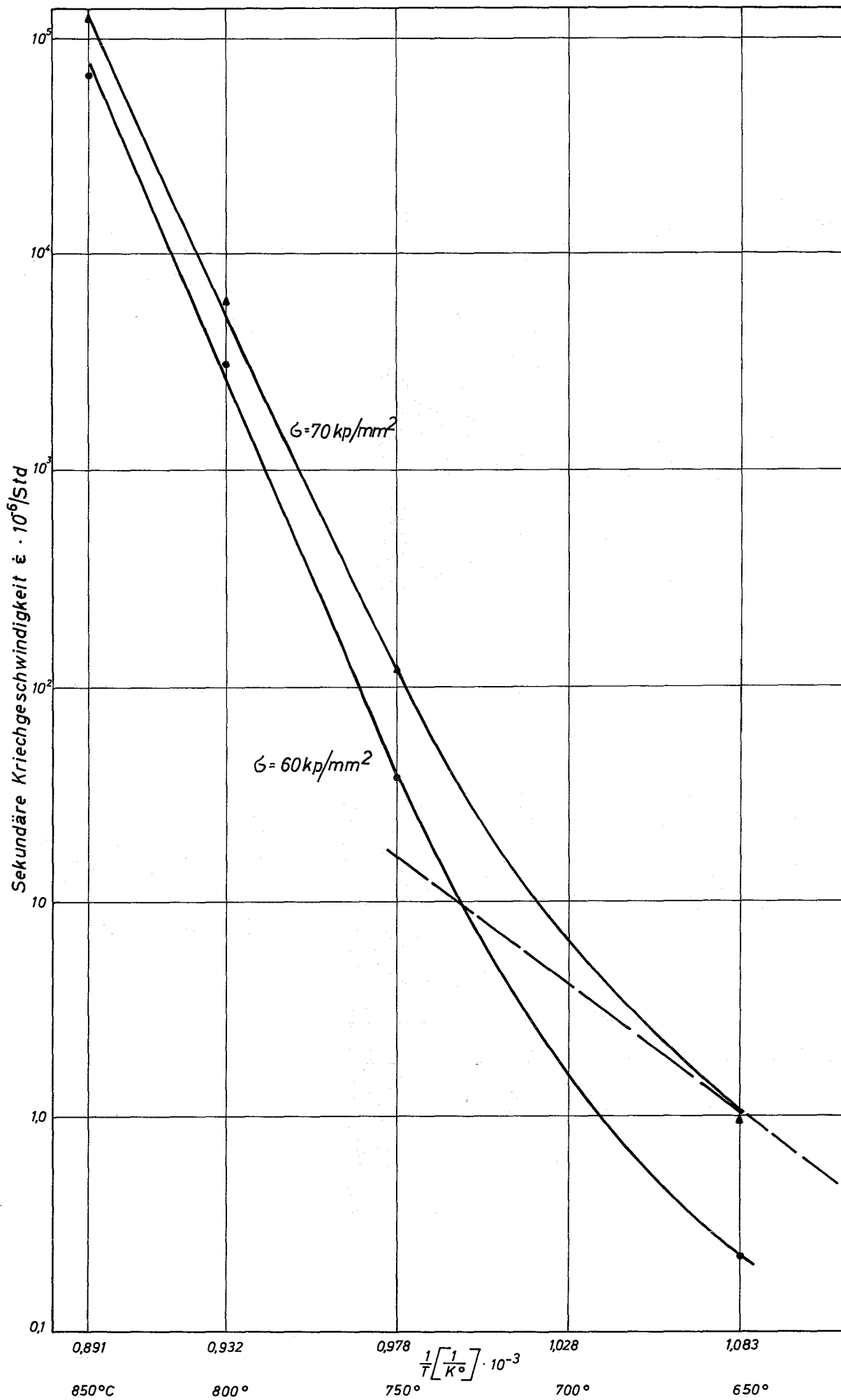


Bild 20 : Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Standzeit



**Bild 21:** Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur



Bild 22

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-15Nb-1Si nach einer  
Standzeit von 1391 h bei  
einer Versuchstemperatur  
von 750°C

x 100



Bild 23

Bruchzone der Legierung  
V-3Ti-15Nb-1Si nach ei-  
ner Standzeit von 11620 h  
bei einer Versuchstempe-  
ratur von 850°C

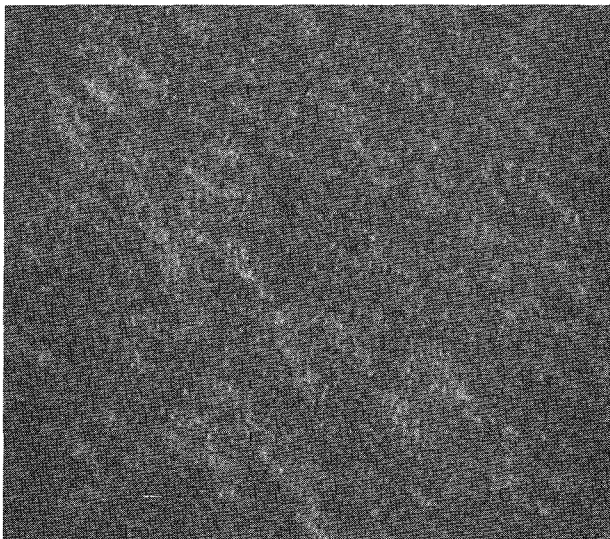
x 100



x 100

Bild 24

Bruchzone der Legierung V-3Ti-5Nb-1Si nach einer Standzeit von 3449 h bei einer Versuchstemperatur von 850°C



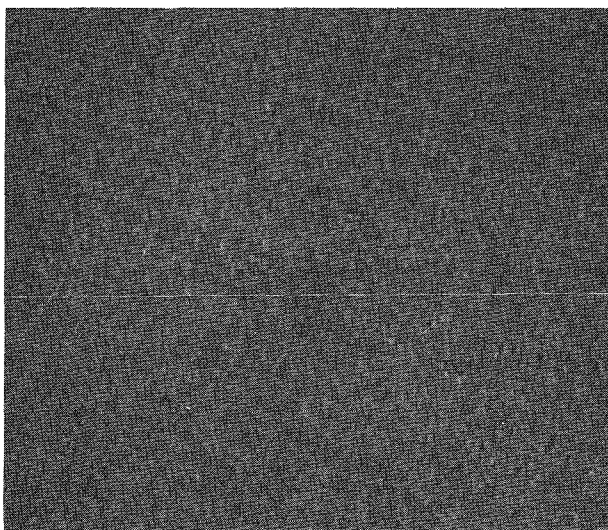
x 1000

Zugrichtung

Bild 25

Elektronenrasteraufnahme der Nb-Röntgenstrahlung.

Bruchzone der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si nach einer Standzeit von 11620 h bei einer Versuchstemperatur von 850°C



x 1000

Bild 26

Elektronenrasteraufnahme der Nb-Röntgenstrahlung.

Probenkopf der Legierung V-3Ti-15Nb-1Si nach einer Standzeit von 11620 h bei einer Versuchstemperatur von 850°C

