

KERNFORSCHUNGSZENTRUM

KARLSRUHE

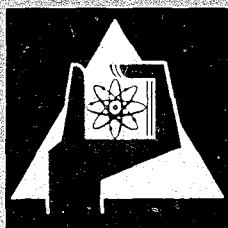
Juni 1968

KFK 774
EUR 3954 d

Institut für Material- und Festkörperforschung

Zeitstand- und Kriechverhalten von
Vanadin-Titan- und Vanadin-Titan-Niob-Legierungen

H. Böhm, M. Schirra



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Juni 1968

K F K 774

EUR 3954 d

Institut für Material- und Festkörperforschung

Zeitstand- und Kriechverhalten von
Vanadin-Titan- und Vanadin-Titan-Niob-Legierungen*)

von

H. Böhm und M. Schirra

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe

- *) Diese Arbeit wurde im Rahmen der Assoziation zwischen der Europäischen Atomgemeinschaft und der Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe, auf dem Gebiet der schnellen Reaktoren durchgeführt.

1. Einleitung

In der letzten Zeit haben die Vanadin-Legierungen steigendes Interesse gefunden, da sie auf Grund einer Reihe von Eigenschaften als möglicher Hüllwerkstoff für schnelle Reaktoren angesehen werden. Die Forderungen, die an einen Werkstoff für diese Zwecke gestellt werden, sind hohe Zeitstandfestigkeit im Bereich von etwa 600 - 800°C, möglichst geringe Schädigung durch Neutronenbestrahlung bei niedrigen Absorptionsquerschnitten für schnelle Neutronen, ausreichende Beständigkeit gegenüber dem Kühlmittel (Natrium) und dem Brennstoff (Uranoxid bzw. Urankarbid) sowie gute Verarbeitbarkeit.

Gegenüber den als Hüllwerkstoff für schnelle natriumgekühlte Brutreaktoren vorgesehenen austenitischen Stählen weisen die Vanadinlegierungen eine Reihe von Vorteilen auf, die das Interesse an diesen Legierungen erklärt. So besitzen sie in dem in Betracht kommenden Temperaturbereich eine wesentlich höhere Zeitstandfestigkeit ¹⁾ als die warmfesten austenitischen Stähle und zeigen insbesondere keine Anzeichen einer Hochtemperaturversprödung durch Neutronenbestrahlung.²⁾ Im Falle der Verwendung metallischen Brennstoffs (Uran-Plutonium-Fissium-Legierungen) sind die Vanadinlegierungen den austenitischen Stählen auch hinsichtlich der Verträglichkeit mit dem Brennstoff deutlich überlegen.³⁾ Weniger gut ist das Korrosionsverhalten der meisten Vanadinlegierungen gegenüber Natrium,⁴⁾⁵⁾ doch zeichnen sich hier erfolgversprechende Entwicklungen ab. Für heliumgekühlte schnelle Reaktoren stellen die Vanadinlegierungen, da das Korrosionsproblem weitgehend entfällt, bereits jetzt einen geeigneten Hüllwerkstoff dar.

Als wichtige Legierungselemente für Vanadinlegierungen haben sich Titan und Niob (Erhöhung der Festigkeit) sowie Aluminium und Chrom (Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit) erwiesen. Trotz der Vielzahl der bisher allerdings meist im Rahmen von "screening-tests" geprüften Legierungen fehlen systematische Untersuchungen über das Zeitstand- und Kriechverhalten von Vanadinlegierungen, insbesondere was das Langzeitverhalten anbetrifft, weitgehend.

Ergebnisse über das Zeitstandverhalten von Vanadinlegierungen liegen vor von Rostoker und Mitarbeitern ⁶⁾⁷⁾ für V-Legierungen mit 40 bis 60 % Titan und Zusätzen von Aluminium, Chrom und Kohlenstoff sowie

von van Thyne und Mitarbeitern⁸⁻¹¹⁾ über Vanadinlegierungen mit Titangehalten bis 20 % sowie Niobgehalten von 20 % und 60 %. Untersucht wurde dabei auch der Einfluß von Kohlenstoff, Stickstoff sowie Bor mit dem Ziel, die Warmfestigkeit der Legierungen durch eine feinverteilte Ausscheidung von Hartstoffphasen zu verbessern. Die in den genannten Arbeiten mitgeteilten Festigkeitswerte beziehen sich meist nur auf relativ kurze Standzeiten.

Über ein umfangreiches Programm zur Entwicklung kriechfester Vanadinlegierungen berichten W. Pollack und Mitarbeiter.¹²⁾ Es wurde angestrebt die Kriechfestigkeit durch Kombination von Mischkristallhärtung (über W, Mo, Cr, Ta, Nb, Ni, Fe, Ti, Al) und Dispersionshärtung (über Bildung von Karbiden bzw. Nitriden des Titans und Zirkoniums) zu steigern. Dabei haben sich Legierungen mit 8.5 % Cr, 9.9 % Ta, 1.24 % Zr und 0.05 % C sowie mit 9.1 % Cr, 3.3 % Fe, 1.3 % Zr und 0.05 % C als besonders geeignet erwiesen.

Über die ersten eigenen Ergebnisse einer systematischen Untersuchung des Zeitstand- und Kriechverhaltens von Vanadin-Titan- und Vanadin-Titan-Niob-Legierungen wurde kürzlich berichtet.¹⁾ In der folgenden Arbeit sollen die weiteren Ergebnisse mitgeteilt und ein zusammenfassender Überblick des Zeitstand- und Kriechverhaltens dieser Legierungsgruppe gegeben werden.

2. Versuchsmaterial

Die Untersuchungen wurden an den in Tabelle 1 angegebenen Legierungen durchgeführt. Die Legierungselemente Titan und Niob bilden mit dem Vanadin in den aufgeführten Konzentrationsbereichen homogene Mischkristalle. Hervorgerufen durch die interstitiellen Verunreinigungen Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff, deren Gehalt im Mittel bei etwa 600 ppm C, 1000 ppm O₂ und 400 ppm N₂ liegt, treten in den Legierungen jedoch feinverteilte oxidische bzw. karbidische Ausscheidungen auf.

Die Legierungen wurden von der Metallgesellschaft aus den reinen Komponenten erschmolzen, zu Stäben von 8,5 - 10 mm Durchmesser rundgehämmert und anschließend 1 Stunde bei 900 - 950°C im Vakuum geglüht. Die Ausgangsgefüge der untersuchten Legierungen sind in den Bildern 1a - d wiedergegeben.

Die metallographische Untersuchung läßt erkennen, daß die Glühung nicht bei allen Legierungen zu einem vollständig rekristallisierten Gefüge geführt hat, vielmehr weisen insbesondere die Legierungen mit niedrigem Titan- und hohem Niobgehalt keine oder kaum Anzeichen einer beginnenden Rekristallisation auf. Wie die Härtemessungen gezeigt haben, hat jedoch bei allen Legierungen eine praktisch vollständige Entfestigung stattgefunden. Es ist bekannt, daß sowohl bei Reinvanadin ¹³⁾ als auch bei Vanadinlegierungen ¹⁴⁾ eine weitgehende Erholung der mechanischen Eigenschaften ohne Rekristallisation möglich ist. Sehr ausgeprägt ist, wie auch aus den Bildern 1a - d zu entnehmen ist, der Einfluß des Titans auf das Rekristallisationsverhalten. ¹⁾ Danach fällt die Rekristallisationstemperatur oberhalb ≈ 3 % Ti mit steigendem Ti-Gehalt ab. Für die Untersuchungen erschien es jedoch zweckmäßig die gleiche Glühbehandlung bei allen Legierungen vorzunehmen. Im allgemeinen zeigt sich, daß die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ bei Legierungen im rekristallisierten Zustand etwas niedriger ist als nach einer Erholungsglühung. Die Wärmebehandlung kann das Kriechverhalten jedoch nicht allein über Erholung und Rekristallisation beeinflussen sondern auch über eine Änderung der Menge und Verteilung der karbidischen bzw. oxidischen Ausscheidungen, die in den Gefügebildern deutlich sichtbar sind und auch von anderen Autoren ³⁾ beobachtet und identifiziert wurden. Der Einfluß des Verformungs- und Wärmebehandlungszustandes auf die Zeitstandeigenschaften wird in einer folgenden Veröffentlichung behandelt.

3. Versuchsdurchführung

Die Zeitstand- und Kriechversuche wurden in Vakuum-Zeitstandprüfständen bei einem Druck von $\approx 1 \times 10^{-5}$ Torr durchgeführt (Bild 2). Als Probenform wurden Gewindekopfproben mit 5 mm Durchmesser und 25 mm Meßlänge gewählt. Zur Erzielung einer konstanten Temperatur über die gesamte Probenlänge ist die Probe mit einer Abstrahlbuchse umgeben. Bei Langzeitversuchen (> 1000 h) wurde der Raum zwischen Probe und Abstrahlbuchse mit Titan-Spänen gefüllt, um durch Getterung eine Oberflächenoxidation auszuschließen. Die Versuchstemperatur konnte durch drei separat regelbare Heizzonen auf $\pm 2^{\circ}\text{C}$ konstant gehalten werden.

Die Probendehnung wurde während des Versuches über die oberen Einspannbolzen kontinuierlich mit Meßuhren bzw. induktiven Wegaufnehmern gemessen.

4. Versuchsergebnisse und ihre Auswertung

4.1 Zeitstandfestigkeit

Die Untersuchungen zur Ermittlung der Zeitstandfestigkeit der aufgeführten Legierungen wurden vorwiegend bei 650° durchgeführt. Um auch Aussagen über das Langzeitverhalten der Legierungen machen zu können, wurden die Versuche auf Standzeiten bis > 10 000 Stunden ausgedehnt.

Die Ergebnisse der Untersuchungen, einschließlich der in einer vorangegangenen Arbeit veröffentlichten Werte sind in den Bildern 3 - 6 zusammengefaßt. Jedes Bild enthält die Zeitstandkurven von Legierungen mit konstantem Niobgehalt und dem Titangehalt als Parameter. Die Werte bestätigen die früher an einer wesentlich geringeren Zahl von Legierungen gewonnenen Ergebnisse,¹⁾ wonach die Kurzzeitfestigkeit bei 650° mit steigendem Titangehalt der Legierung zunimmt, die Langzeitfestigkeit jedoch abfällt.

Einen zusammenfassenden Überblick über das Zeitstandverhalten der V-Ti und V-Ti-Nb-Legierungen geben die Bilder 7 - 9, in denen die Spannungen für Standzeiten von 100, 1000 und 10 000 Stunden räumlich dargestellt sind. Wie Bild 7 zeigt, steigt die 100-Stunden-Zeitstandfestigkeit mit zunehmendem Niob- und fallendem Titan-gehalt an und erreicht im untersuchten Konzentrationsbereich bei 15 % Niob und 3 % Titan ein Maximum mit einem deutlichen Abfall zu niedrigeren Titangehalten. Die 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit (Bild 8) zeigt die gleiche Abhängigkeit vom Niobgehalt, in bezug auf den Titangehalt hat sich das Festigkeitsmaximum jedoch auf den Bereich von 1 bis 3 % ausgedehnt. Die Werte für $\sigma_{B/10000}$ (Bild 9), die unter Zugrundelegung der vorliegenden Ergebnisse extrapoliert bzw. aus z.Zt. noch laufenden Langzeitversuchen (> 10 000 Stunden) interpoliert wurden, lassen erkennen, daß sich das Festigkeitsmaximum weiter zu niedrigeren Titangehalten ($\approx 1\%$) verschiebt und der Einfluß des Niobgehaltes auf die Festigkeit zumindest bei Legierungen mit niedrigem Titangehalt immer geringer wird.

Neben den bereits aufgeführten Untersuchungen bei 650° wurden an einigen Legierungen Zeitstandwerte bei höheren Temperaturen ermittelt, um einen Hinweis auf die Temperaturabhängigkeit der Zeitstandfestigkeit zu erhalten. Für die binären Legierungen V-5Ti und V-20Ti sind die gemessenen Werte in den Bildern 10 und 11 zusammen mit den Werten für 650° eingezeichnet. Danach wird mit fallendem Titangehalt nicht nur das Langzeitverhalten bei 650° besser, sondern auch die Zeitstandfestigkeit bei höheren Temperaturen. An ternären V-Ti-Nb-Legierungen wurden nur Einzelversuche bei Temperaturen bis 920°C durchgeführt. Die Versuchsergebnisse sind, mit Ausnahme der von V-5Ti, in Bild 12 wiedergegeben. In diesem Bild sind zum Zwecke der Extrapolation die Zeitstandfestigkeitswerte einiger Legierungen gegen den Larson-Miller-Parameter $P = T(C + \log t_B)$ aufgetragen, mit einem Wert von 15 für die Konstante C.

Die V-Ti-Nb-Legierungen sind, wie die Ergebnisse gezeigt haben als ausgesprochen hochwarmfeste Werkstoffe anzusehen. Das Langzeitverhalten der besten V-Ti-Nb-Legierungen entspricht dem der hochgezüchteten, ausscheidungshärtenden Nickel-Legierungen. Durch Zusätze geringer Mengen Silizium ist es darüberhinaus möglich, die Zeitstandfestigkeit weiter zu steigern und $\sigma_{B/1000}$ -Werte von $\approx 70 \text{ kp/mm}^2$ bei 650° zu erreichen. Damit sind diese Legierungen hinsichtlich des Zeitstandverhaltens allen bekannten Werkstoffen überlegen.

4.2 Kriechverhalten

Um genaue Aussagen über das Kriechverhalten eines Werkstoffs machen zu können, ist es erforderlich, die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit zu ermitteln.

In vielen Fällen läßt sich die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ bei niedrigen Spannungen befriedigend durch den Ansatz ^{15,16)}

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n e^{-Q_K/RT}$$

beschreiben, wobei Q_K die Aktivierungsenergie des Kriechens, n der sogenannte Spannungsexponent, E der Elastizitätsmodul und A ein strukturabhängiger Faktor sind. Die Aktivierungsenergie Q_K ist in vielen Fällen gleich der Aktivierungsenergie Q_D der Diffusion.

Die üblicherweise aus Messungen der Kriechgeschwindigkeit bei verschiedenen Temperaturen nach dem Ansatz

$$Q_K = R \frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta \frac{1}{T}}$$

bestimmte Aktivierungsenergie weicht von der wahren Aktivierungsenergie Q_K etwas ab, da bei ihr die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls unberücksichtigt bleibt.

Die obigen Ansätze liefern die Aktivierungsenergien unter der Annahme, daß der Spannungsexponent n temperaturunabhängig ist, was nach den Theorien des sekundären Kriechens zu erwarten ist, solange keine Änderung des Kriechmechanismus erfolgt.

In einer vorausgegangenen Veröffentlichung ¹⁾ waren bereits Werte der Aktivierungsenergie des Kriechens sowie des Spannungsexponenten verschiedener Vanadinlegierungen für den Temperaturbereich von 650 - 750° mitgeteilt und kurz diskutiert worden. Auffallend war die starke Abhängigkeit der Aktivierungsenergie vom Titangehalt sowie die Tatsache, daß die für hohe Titangehalte gemessenen Werte erheblich über den Werten für die Aktivierungsenergie der Diffusion liegen. Die bei Vanadinlegierungen mit ≈ 3 % Titan gefundene sehr geringe Aktivierungsenergie in Verbindung mit einem relativ hohen Spannungsexponenten n wurde darauf zurückgeführt, daß die Kriechvorgänge in dem untersuchten Temperaturbereich nicht diffusionsgesteuert sind. Die Ergebnisse dieser ersten Untersuchung gaben den Anstoß zu umfangreicheren Messungen an einer Vielzahl binärer V-Ti- und ternärer V-Ti-Nb-Legierungen, wobei der untersuchte Temperaturbereich bis $\approx 900^\circ\text{C}$ ausgedehnt wurde.

Die Aktivierungsenergie wurde in der bekannten Weise ermittelt, indem die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ einer Probe unter konstanter Spannung bei verschiedenen Temperaturen gemessen wurde. Die Kriechdauer bei jeder Temperatur betrug etwa 70 - 100 Stunden bevor die Temperatur rasch um jeweils etwa 10°C unter Spannung erhöht wurde. Bei einer Reihe von Proben wurde die Temperatur abwechselnd erhöht und erniedrigt, um mögliche Änderungen der Kriechgeschwindigkeit durch einsetzende Gefügeänderungen zu erfassen. In keinem Fall wurde dabei jedoch eine über den normalen Streubereich hinausgehende Beeinflussung der Kriechgeschwindigkeit beobachtet.

In den Bildern 13 - 17 ist für die Legierungen, deren Kriechverhalten über einen weiten Temperaturbereich untersucht wurde, die Temperaturabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit wiedergegeben. Da es nicht möglich ist, die Versuche über den gesamten Temperaturbereich mit einer einzigen Spannung zu fahren, ist der in den Bildern 13 - 17 wiedergegebene Verlauf der Kriechgeschwindigkeit aus mehreren Kurvenstücken zusammengesetzt, die parallel in Richtung der Ordinate verschoben sind und den Kriechgeschwindigkeitsbereich von 10^{-5} - 10^{-4} /Std. bei der jeweils angegebenen Spannung umfassen. Die sich aus den Bildern ergebenden Aktivierungsenergien des Kriechens gelten somit für vergleichbare Kriechbedingungen ($10^{-5} < \dot{\epsilon} < 10^{-4}$ /Std.). Wie man erkennt, liegt innerhalb des zugrunde gelegten Kriechgeschwindigkeitsbereichs kein Einfluß der Spannung auf die Aktivierungsenergie vor.

Man ersieht aus den Bildern, daß die Kriechvorgänge der Legierungen mit 10 % und 20 % Titan bei Temperaturen unterhalb $\approx 700 - 720^{\circ}$ mit einer wesentlich höheren Aktivierungsenergie ablaufen als bei höheren Temperaturen. Eine temperaturunabhängige Aktivierungsenergie ergibt sich bei 5 % Titan während bei geringeren Titangehalten die Aktivierungsenergie bei Temperaturen unterhalb 700° niedriger ist als bei höheren Temperaturen.

In Bild 18 sind für alle untersuchten binären und ternären Vanadinlegierungen die aus Messungen zwischen 650 und 700°C ermittelten nicht korrigierten Aktivierungsenergien in Abhängigkeit vom Titan-gehalt aufgetragen, wobei die angeschriebenen Zahlenwerte die Spannungen angeben, mit denen die Versuche durchgeführt wurden. Die Messungen bestätigen die bereits veröffentlichten Ergebnisse ¹⁾ über den Einfluß des Titans auf die Aktivierungsenergie des Kriechens in diesem Temperaturbereich und zeigen erneut, daß der Niob-gehalt keinen nennenswerten Einfluß hat. Eine völlig andere Abhängigkeit vom Titangehalt zeigt die Aktivierungsenergie bei Temperaturen oberhalb 750°C (Bild 19). Hier ist lediglich ein sehr schwacher stetiger Anstieg der Aktivierungsenergie mit dem Titan-gehalt festzustellen. Die bei Titangehalten von 10 % und darüber auftretende hohe Aktivierungsenergie des Kriechens ist somit auf einen engen Temperaturbereich beschränkt, wobei noch zu prüfen ist, wie das Kriechverhalten bei Temperaturen unterhalb 650° ist.

Hinsichtlich der Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit konnten die früheren Ergebnisse bestätigt werden. In den Bildern 20 - 23 ist für alle untersuchten Legierungen die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ in Abhängigkeit von der Spannung für 650° (und in einigen Fällen für 700° und 800°) wiedergegeben. Es zeigte sich, daß die Abhängigkeit $\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n$ in allen Fällen befriedigend erfüllt ist. Der aus den Bildern 20 - 23 ermittelte Spannungsexponent n ist in Bild 24 für die binären und ternären Legierungen in Abhängigkeit vom Titangehalt angegeben. Hier zeigt sich für die Prüftemperatur von 650° ein Maximum des Spannungsexponenten bei niedrigen Titangehalten, während der Wert für höhertitanhaltige Legierungen in dem bei diffusionsgesteuerten Kriechprozessen zu erwartenden Bereich liegt. Soweit die wenigen vorliegenden Ergebnisse andeuten, wird das Maximum mit steigender Temperatur abgebaut. Eine Erniedrigung des Spannungsexponenten mit steigender Temperatur zeigt sich, wie Bild 24 erkennen läßt, auch bei höheren Titangehalten. In Tabelle 2 sind die n -Werte mit den dazugehörenden K -Werten aller untersuchten V-Legierungen zusammengefaßt.

Während die Kenntnis der Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit für das Verständnis und die Erklärung der Vorgänge während des Kriechprozesses von entscheidender Bedeutung ist, liefern die Zeitdehngrenzen einen für die praktische Anwendung wichtigen Kennwert, der durch das Kriechverhalten bestimmt wird. Für alle untersuchten Legierungen wurden daher aus den Kriechkurven die 1 %- und 2 %-Dehngrenzen ermittelt, die in den Bildern 25 - 29 wiedergegeben sind. Bedingt durch die indirekte Dehnungsmessung über die Einspannbolzen treten z.T. stärkere Streuungen gerade der 1 %-Zeitdehngrenzen auf.

Um den Einfluß des Titan- und Niobgehaltes auf das Verhältnis Zeitdehngrenze zu Zeitstandfestigkeit erkennen zu können, ist in Bild 30 das Verhältnis $\sigma_{2/100}/\sigma_{B/100}$ bzw. $\sigma_{2/1000}/\sigma_{B/1000}$ in Abhängigkeit vom Titangehalt wiedergegeben. Man erkennt eine deutliche Erniedrigung des Verhältnisses mit steigendem Titangehalt, während ein eindeutiger Einfluß des Niobs nicht festzustellen ist.

4.3 Bruchdehnung

Die Messungen der Bruchdehnung lassen erkennen, daß auch hier ein deutlicher Einfluß des Titans vorliegt. Betrachtet man die bei 650°

im Zeitstandversuch gemessenen Bruchdehnungswerte (Bilder 31 und 32), so ist trotz der z.T. starken Streuungen ein Gang deutlich erkennbar. Während bei einem Titangehalt von 3 % die Bruchdehnung nur sehr gering von der Standzeit abhängt, nimmt sie bei höheren Titankonzentrationen mit der Standzeit zu.

Der relativ starke Anstieg der Bruchdehnung mit der Standzeit bei höheren Ti-Gehalten ist, wie im folgenden Abschnitt gezeigt wird, mit einer beginnenden Rekristallisation verbunden. Demgegenüber zeigen die Legierungen mit 3 und 5 % Titan selbst nach sehr langen Standzeiten bei 650° noch keine Anzeichen einer Rekristallisation, so daß die Abhängigkeit der Bruchdehnung vom Titangehalt zweifellos mit dem Einfluß des Titans auf das Erholungs- und Rekristallisationsverhalten zusammenhängt.

4.4 Metallographische Untersuchungen*)

Die metallographischen Untersuchungen dienten dazu, das Bruchverhalten der Legierungen sowie Rekristallisationserscheinungen, die während des Zeitstandversuches ablaufen, näher zu verfolgen. Charakteristisch für das Bruchverhalten sind die in Bild 33 wiedergegebenen Gefügebildungen der Bruchzone der Legierungen V-2Ti-15Nb und V-5Ti. Danach zeigen die untersuchten Legierungen einen transkristallinen Bruch. Auch bei hohen Temperaturen erfolgt der Bruch trotz vereinzelter interkristalliner Anrisse (Bild 34) transkristallin.

Die Kenntnis des Bruchverhaltens der Vanadin-Legierungen ist wichtig in Hinblick auf ihre Verwendung als Hüllwerkstoff in Reaktoren, da die Hochtemperaturversprödung durch Neutronenbestrahlung mit zunehmender Neigung der Legierungen zum interkristallinen Bruch ansteigt. In Übereinstimmung mit den Ergebnissen des Bruchverhaltens konnte an einer Reihe von Vanadinlegierungen gezeigt werden,²⁾ daß sie keine Hochtemperaturstrahlenversprödung in dem in Betracht kommenden Temperaturbereich von 600 - 750° aufweisen.

*) Die umfangreichen metallographischen Arbeiten wurden von Frau Junge durchgeführt.

Es wurde bereits darauf hingewiesen, daß das Rekristallisationsverhalten der Vanadinlegierungen in starkem Maße durch den Titangehalt bestimmt wird. Während die Rekristallisation kaltverformter Proben je nach Titankonzentration und Verformungsgrad zwischen 850° (bei $\approx 20\%$ Titan und 50% Verformung) und 1000° (bei 3% Titan und gleichem Verformungsgrad) erfolgt,¹⁴⁾ laufen während des Kriechversuches Rekristallisationsprozesse bei deutlich niedrigeren Temperaturen ab. Neben einer vollständigen Rekristallisation mit einem im allgemeinen sehr feinkörnigen Gefüge beobachtet man das Auftreten sägezahnartiger Korngrenzen ("serrated grain-boundaries"), die auch an anderen Legierungen¹⁷⁾¹⁸⁾¹⁹⁾ im Verlauf einer Kriechbeanspruchung nachgewiesen wurden.

Die metallographische Untersuchung zahlreicher Proben läßt erkennen, daß das Auftreten sägezahnartiger Korngrenzen als Vorstufe einer vollständigen Rekristallisation angesehen werden kann, d.h. bei etwas niedrigeren Temperaturen oder geringeren Deformationen erfolgt als die primäre Rekristallisation. So beobachtet man z.B., wie Bild 35 für eine V-3Ti-20Nb-Legierung zeigt, in der Bruchzone eine nahezu vollständige Rekristallisation. Im Bereich außerhalb der Einschnürung, d.h. bei geringerer Deformation liegen noch vorwiegend sägezahnartige Korngrenzen vor, während im Kopfteil der Probe praktisch noch das Ausgangsgefüge vorhanden ist. Derartig ausgebildete Korngrenzen treten selbst bei Legierungen mit niedrigem Titangehalt, die durch eine relativ hohe Rekristallisationstemperatur ausgezeichnet sind, bereits bei 650° in Langzeitkriechversuchen vereinzelt auf. Die Bildung neuer Körner bei der primären Rekristallisation erfolgt sowohl im Korn als auch an den stark gezackten Korngrenzen (Bild 35).

Eine vollständige Rekristallisation während des Zeitstandversuches beobachtet man bei Legierungen mit Titangehalten von 20% zwischen 750° und 800° (abhängig von der angelegten Spannung), bei Legierungen mit $3 - 5\%$ Titan bei $\approx 850^{\circ}\text{C}$, d.h. die Rekristallisationstemperatur im Kriechversuch liegt deutlich unter der Rekristallisationstemperatur, die an kaltverformten Proben bestimmt wird.

Diskussion der Versuchsergebnisse

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen deutlich den starken Einfluß des Titangehaltes der Vanadinlegierungen auf die Standzeit t_B und die sekundäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$. Für die Diskussion der Ergebnisse ist es wichtig zu wissen, ob sich die Abhängigkeit der Standzeit vom Titangehalt allein auf die Abhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit vom Titangehalt zurückführen läßt oder ob das Titan darüberhinaus durch Beeinflussung der Bruchvorgänge die Standzeit verändert. Der Zusammenhang zwischen Standzeit und Kriechgeschwindigkeit läßt sich im allgemeinen recht gut durch die Beziehung

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

wiedergeben,²⁰⁾ wobei m (meist ≈ 1) und K legierungsabhängige Größen sind. Beeinflußt der Titangehalt die Standzeit allein über die Kriechgeschwindigkeit, so sollten die Größen m und K vom Titangehalt unabhängig sein, d.h. die Werte von $\dot{\epsilon}$ und t_B müßten für alle Vanadinlegierungen auf einer Kurve liegen. Berücksichtigt man die relativ großen Streuungen in den Werten von $\dot{\epsilon}$ und t_B , so zeigt sich (Bild 36), daß die Werte der verschiedenen Vanadinlegierungen in einem Streuband liegen. Eine genaue Analyse der Wertepaare deutet zwar daraufhin, daß die Standzeit mit steigendem Titangehalt etwas schwächer erniedrigt wird als es der Fall sein sollte, wenn die Standzeitverkürzung ausschließlich durch die Kriechgeschwindigkeitsänderung bestimmt wird. Der Unterschied ist jedoch so gering, daß man in guter Näherung die Standzeit als Funktion der Kriechgeschwindigkeit ansehen und damit das Hauptgewicht der Diskussion auf die Interpretation der Kriechvorgänge legen kann. Betrachtet man zunächst die Aktivierungsenergie sowie den Spannungsexponenten als die für den Kriechvorgang charakteristischen Größen, so sind die für den Temperaturbereich oberhalb 750° gemessenen Werte leicht verständlich.

Die für diesen Temperaturbereich ermittelten Aktivierungsenergien des Kriechens stimmen gut mit denen für die Diffusion in Reinvanadin und Vanadin-Titanlegierungen überein, so daß man als sicher annehmen kann, daß der Kriechvorgang bei diesen Temperaturen bestimmt wird durch die Diffusion von Vanadin- bzw. Titan und/oder Niob-Atomen. Eine Entscheidung welcher Diffusionsprozeß der maßgebende ist, läßt sich allein auf Grund der gemessenen Aktivierungs-

energien*) nicht treffen, da keine Werte für die Diffusion von Niob in Vanadin-Titan-Legierungen vorliegen. Es ist naheliegend, als geschwindigkeitsbestimmenden Vorgang für das Kriechen das Klettern von Versetzungen anzunehmen. Die wenigen für den Temperaturbereich oberhalb 750°C gemessenen Werte des Spannungsexponenten stehen mit diesen Vorstellungen in Übereinstimmung. Damit wird erneut bestätigt, daß die Kriechvorgänge in kubisch-raumzentrierten Legierungen nicht grundsätzlich von den in Metallen mit dichtester Kugelpackung verschieden sind, wie auch bereits Sherby²¹⁾ und Vandervoort²²⁾ gezeigt haben.

Wesentlich komplizierter sind die Kriechvorgänge bei niedrigeren Temperaturen. Die im Bereich von 650° gemessenen geringen Aktivierungsenergien und hohen Spannungsexponenten für Legierungen mit Titangehalten unterhalb 5 % lassen vermuten, daß die Kriechvorgänge in diesem Konzentrations- und Temperaturbereich nicht durch die Diffusion von V-, Ti bzw. Nb-Atomen gesteuert werden. Das Klettern von Versetzungen entfällt damit als geschwindigkeitsbestimmender Vorgang.

Die vorliegenden Ergebnisse erlauben es nicht, zu entscheiden, welcher Prozeß den Kriechvorgang in diesem Konzentrations- und Temperaturbereich bestimmt. Auf Grund der z.T. sehr niedrigen Aktivierungsenergien, die im Bereich der Werte für die Diffusion interstitieller Verunreinigungen wie Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff liegen, könnte man zunächst an eine Versetzungsblockierung durch die genannten Elemente denken, wobei der Kriechvorgang dann durch die Diffusion der blockierenden Atome bestimmt wird.²³⁾²⁴⁾ Abgesehen davon, daß man in diesem Fall einen weentlich geringeren Spannungsexponenten erwarten sollte²³⁾, haben Untersuchungen über das Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze in Vanadin-Legierungen gezeigt,²⁵⁾ daß gerade bei Titangehalten unter 5 % keine ausgeprägte Streckgrenze auftritt, d.h. der angedeutete Mechanismus nicht sehr wahrscheinlich ist.

*) Die unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls korrigierten Werte Q_K der Aktivierungsenergie liegen nur geringfügig unter den angegebenen Werten von Q_K' , so daß auch die korrigierten Werte keine weitergehende Aussage erlauben.

Während man für Legierungen mit niedrigem Titangehalt damit annehmen kann, daß das Kriechverhalten bei 650° nicht diffusionsgesteuert ist, muß man bei Legierungen mit höheren Titangehalten (> 10 %) mit einem diffusionsgesteuerten Kriechprozeß bei diesen Temperaturen rechnen.

Hierfür spricht schon die Tatsache, daß in diesen Legierungen bei der genannten Temperatur bereits in merklichem Umfang Erholungsvorgänge ablaufen bzw. bei Langzeitkriechversuchen sogar eine beginnende Rekristallisation beobachtet wird. Die sehr hohe Aktivierungsenergie in diesem Temperaturbereich läßt jedoch keine so einfache Erklärung des Kriechvorganges zu, wie bei höheren Temperaturen.

Zunächst könnte man vermuten, daß die während des Kriechens einsetzende Rekristallisation die sehr hohe Aktivierungsenergie vor-täuscht was z.B. für die sehr hohe Aktivierungsenergie des Kriechens bei Al-Einkristallen angenommen wird.²⁶⁾ In diesem Fall sollte man einen entsprechenden Anstieg der Aktivierungsenergie aber auch bei Legierungen mit niedrigeren Titangehalten beobachten, allerdings bei höheren Temperaturen. Da jedoch keine der untersuchten Legierungen mit Titangehalten unter 10 % diesen Anstieg der Aktivierungsenergie zeigt, auch nicht bei Temperaturen, bei denen eine Rekristallisation während des Versuches erfolgt, kann man weitgehend ausschließen, daß der hohe Wert durch eine einsetzende Rekristallisation vorgetäuscht wird.

Es ist vielmehr zu vermuten, daß die Ursachen in einer Wechselwirkung der Sauerstoffatome mit den Titanatomen und den Versetzungen zu suchen sind. Hierfür spricht zunächst die Tatsache, daß in den untersuchten Legierungen ausschließlich Titan, das starke Wechselwirkungen mit den interstitiellen Verunreinigungen besitzt, einen merklichen Einfluß auf die Aktivierungsenergie des Kriechens ausübt. Zum anderen ist bekannt,²⁵⁾ daß unerwarteterweise gerade bei hohen Titangehalten eine auf Wechselwirkungen zwischen interstitiellen Verunreinigungen und Versetzungen zurückzuführende ausgeprägte Streckgrenze auftritt, die bei niedrigen Titangehalten fehlt, so daß das Titan die interstitiell gelösten Elemente wahrscheinlich nicht vollständig abbindet. Die hohe Aktivierungsenergie kann dann möglicherweise auf Vorgänge der Versetzungsblockierung

bzw. Aufhebung dieser Blockierung zurückgeführt werden. Unterstützt wird diese Vermutung durch die Ergebnisse von Warmzugversuchen an Legierungen mit 20 % Titan bei höheren Temperaturen. Dabei zeigte sich, daß eine ausgeprägte Streckgrenze bei dieser Legierung nur bis ca. 650°C auftritt, d.h. oberhalb dieser Temperatur keine Versetzungsblockierung durch die interstitiellen Verunreinigungen mehr vorliegt, während Legierungen mit 5 % Titan (unterhalb 5 % Ti beobachtet man keinen Streckgrenzeneffekt mehr) noch bei 850°C eine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen.

Ein ähnliches Verhalten hinsichtlich der Aktivierungsenergie des Kriechens zeigt eine Aluminium-Legierung mit 3.2 % Mg, bei der in einem engen Temperaturbereich ebenfalls ein starker Anstieg der Aktivierungsenergie beobachtet wird.²⁷⁾ Auch hier werden Vorgänge der Versetzungsblockierung entsprechend dem Cottrell'schen Mechanismus als mögliche Ursache des Extremwerts der Aktivierungsenergie angesehen.

Die vorliegenden Ergebnisse insbesondere diejenigen über die Konzentrationsabhängigkeit der Kriechparameter liefern zwar, wie gezeigt wurde, erste Hinweise auf die möglichen Vorgänge, eine genaue und detaillierte Erklärung der unerwarteten Abhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit und Standzeit vom Titangehalt ist jedoch noch nicht möglich. Hierzu erscheint es notwendig den Einfluß des Gehalts an interstitiellen Verunreinigungen, die nach den vorangegangenen Ausführungen^{en} für das Kriechverhalten von Bedeutung sind, näher zu untersuchen. Die Tatsache, daß aus verschiedenen Ausgangsmaterialien erschmolzene Legierungen keine über das normale Maß hinausgehende Streuungen der Werte zeigen, deutet daraufhin, daß bei relativ hohen Gehalten an Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff (zusammen $> \approx 2000$ ppm) keine merkliche Abhängigkeit des Kriechverhaltens von der Konzentration dieser Elemente vorliegt. Wie sich das Kriechverhalten jedoch bei sehr viel geringeren Gehalten dieser Elemente ändert, wird z.Zt. geprüft.

Weitgehend ungeklärt ist auch noch die nahezu vollständige Erholung der Vanadinlegierungen ohne Rekristallisation, die zweifellos das Kriechverhalten entscheidend bestimmt. Sie dürfte auch die Ursache sein für das unerwartete Kriechverhalten kaltverformter Proben, bei

denen man Bruchdehnungen im Kriechversuch von $> 150\%$ beobachtet.²⁸⁾ Inwieweit die Erholungsvorgänge mit dem Gehalt an interstitiellen Verunreinigungen zusammenhängen, läßt sich noch nicht sagen.

Bei Kriechtemperaturen oberhalb $650 - 700^{\circ}\text{C}$ (je nach Titangehalt) kommen neben den reinen Erholungsvorgängen Prozesse der Korngrenzenwanderung sowie der Rekristallisation ins Spiel. Besonders auffällig ist das Auftreten gezackter Korngrenzen.

Da diese Form von Korngrenzen nicht bei Rekristallisation kaltverformter Vanadinproben sondern nur im Verlauf des Kriechprozesses beobachtet wird, muß ihr Auftreten eng mit der Kriechverformung zusammenhängen. Die starke Erhöhung der Korngrenzenfläche und damit der Grenzflächenenergie bei der Bildung sägezahnartiger Korngrenzen setzt eine starke treibende Kraft für Korngrenzenwanderung voraus, die sich aus dem mittleren Krümmungsradius der Zacken in den Korngrenzen unter Zugrundelegung einer Korngrenzenenergie von 1000 erg/cm^2 zu $\approx 10^7 \text{ dyn/cm}^2$ ergibt.

Die Tatsache, daß gezackte Korngrenzen nur während des Kriechvorganges, nicht aber bei der Rekristallisation auftreten, kann verschiedene Ursachen haben. So werden die Verformungsvorgänge während des Kriechens bei höheren Temperaturen zu einer anderen Versetzungsanordnung führen als Deformationsvorgänge bei niedrigen Temperaturen und damit auch die Korngrenzenwanderung bei einer Rekristallisation beeinflussen. Unter diesem Gesichtspunkt werden auch die bisher vorliegenden Ergebnisse über das Auftreten sägezahnartiger Korngrenzen erklärt. Man nimmt an, daß während des Kriechprozesses bei Vorliegen einer Korngrenzengleitung eine sehr starke Subkornbildung im Bereich der Korngrenzen erfolgt, wobei die Größe der Subkörner auf beiden Seiten der Korngrenze sehr unterschiedlich sein kann. In diesem Fall würde eine Korngrenzenwanderung in Richtung der kleinen Subkörner erfolgen (strain-induced grain boundary movement), was zu der geschilderten Ausbildung der Korngrenzen führen kann. Auch bei den Vanadinlegierungen ist dieser Mechanismus keineswegs auszuschließen, zumal die starke Erholung der mechanischen Eigenschaften ohne Rekristallisation auf eine ausgeprägte Subkornbildung schließen läßt. Eine Abschätzung zeigt,

daß ein solcher Vorgang energetisch möglich ist, wenn die Versetzungsdichte von der wandernden Korngrenze größer ist als etwa $10^{11}/\text{cm}^2$, ein Wert, der durchaus erreicht werden kann.

Darüberhinaus ist es aber auch denkbar, daß eine spannungsinduzierte Korngrenzenwanderung vorliegt, ausgelöst durch die infolge des Versetzungsaufstaus stark erhöhten auf die Korngrenzen wirkenden Spannungen. Eine Entscheidung welcher Vorgang (dehnungs- oder spannungsinduzierte Korngrenzenwanderung) bestimmend ist, läßt sich auf Grund der vorliegenden Ergebnisse kaum geben. Langzeitige Glühungen an Proben mit sägezahnartigen Korngrenzen bei 800 oder 900° ohne Spannung führten zu keiner Veränderung der Korngrenzen, so daß man vermuten kann, daß die Ausbildung der Korngrenzen vorwiegend durch die während der Korngrenzenwanderung ablaufenden Deformationsvorgänge bestimmt wird und weniger durch eine sich vorher ausgebildete Versetzungsstruktur.

Zusammenfassung

Es wurde das Zeitstand- und Kriechverhalten binärer V-Ti- und ternärer V-Ti-Nb-Legierungen im Temperaturbereich oberhalb 650°C untersucht.

Die Ergebnisse zeigen den überragenden Einfluß des Titans auf das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierungen. Bei Titangehalten oberhalb etwa 1% fällt die Zeitstandfestigkeit mit steigender Titankonzentration ab während die Kurzzeitwarmfestigkeit zunimmt. Dies gilt unabhängig vom Niobgehalt. Mit zunehmender Konzentration an Niob wird die Standzeit erhöht, doch wird der Einfluß des Niobs mit wachsender Standzeit geringer, so daß die $\sigma_B/10\ 000$ Werte nur noch schwach vom Niobgehalt abhängen. Die besten Vanadinlegierungen weisen Langzeitfestigkeiten auf, die kaum von anderen Werkstoffen erreicht werden. Eine starke Abhängigkeit vom Titangehalt zeigt auch die Aktivierungsenergie des Kriechens im Temperaturbereich um 650° auf, während der Niobgehalt ohne Einfluß auf diese Größe ist.

Die Ergebnisse der Untersuchungen weisen darauf hin, daß das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierungen auch bei hohen Titangehalten durch die Wechselwirkungen zwischen Titan und den interstitiellen Verunreinigungen bestimmt wird.

Literaturzusammenstellung

- 1) H. Böhm und M. Schirra, J.Less-Common Metals, 12 (1967), 280
- 2) H. Böhm, W. Dienst, H. Hauck und H.J. Laue, ASTM Spec.Tech.
Publ.
- 3) W. Burt et al., Argonne National Laboratory Reports
ANL-6928 (1965) und ANL-7127 (1966)
- 4) "Alkali Metal Coolants", Symposium der IAEA, Wien 1967
S. 45 und S. 63
- 5) H.U. Borgstedt, G. Drechsler und G. Frees, Werkstoffe und
Korrosion 18 (1967) 894
- 6) Armour Research Foundation, WADCTR 52-145:
W. Rostoker und M. Hansen, AD 13776, 1952;
W. Rostoker, D.J. McPherson und M. Hansen, AD 56083, 1964;
A.S. Yamamoto und W. Rostoker, AD 58609, 1955
- 7) W. Rostoker, A.S. Yamamoto und R.E. Riley, Trans.Am.Soc.
Metals, 48 (1956) 560-78
- 8) K.F. Smith und R.S. Van Thyne, Argonne Nat.Lab.,
ANL-5661, W-31-109-eng-38, 1957
- 9) R.J. Van Thyne, in W.R. Clough, Reactive Metals, Inter-
science, New York/London, 1959, S. 403
- 10) B.R. Rajala und R.J. Van Thyne, Armour Research Foundation,
Summary Rpt. 2165-6, AD 231512, NDas 59-6050-C, Dez. 1959
- 11) B.R. Rajala und R.J. Van Thyne, Armour Research Foundation,
Final Rept. 2191-6, Dez. 1960
- 12) W. Pollack, E.C. Bishop, R.T. Begley und R.W. Buckman,
Trans. ANS 10 (1967), 120
- 13) C.E. Lacy und C.J. Beck, Trans. ASM 48 (1956), 579

- 14) M. Rühle, persönl. Mitteilung
- 15) O.D. Sherby, Acta Met. 10 (1962), 135
- 16) C.R. Barrett, A.J. Ardell und O.D. Sherby, Trans. AIME 230 (1964), 200
- 17) A.W. Mullendore und N.J. Grant in "Structural Processes in Creep", Iron and Steel Institute, London, 1961, S. 44
- 18) H.C. Chang und N.J. Grant, Trans. AIME 194 (1952), 619
- 19) H. Brunner und N.J. Grant, Trans. AIME 218 (1960), 122
- 20) F.C. Monkman und N.J. Grant, Proc. ASTM 56 (1956), 593
- 21) O.D. Sherby, Acta Met. 10 (1962), 135
- 22) R.R. Vandervoort, Trans. AIME 242 (1968), 345
- 23) J. Weertman, J. Appl. Phys. 28 (1957), 1185
- 24) J. Weertman, Trans. AIME 218 (1960), 207
- 25) H. Böhm und F. Mir, J. Less-Common Metals 11 (1966), 408
- 26) Y.A. Rocher, L.A. Shepard und J.E. Dorn, Trans. AIME 215 (1959), 316
- 27) N.R. Borch, L.A. Shepard und J.E. Dorn, Trans. ASM 52 (1960), 494
- 28) H. Böhm und M. Schirra, Veröffentlichung demnächst

Tabelle 1:Zusammenstellung der untersuchten Legierungen

(Angaben in Gew.%)

		V - 1 Ti - 15Nb	
		V - 2 Ti - 15Nb	
* V - 3 Ti	* V - 3 Ti - 10Nb	* V - 3 Ti - 15Nb	V - 3 Ti - 20Nb
		V - 4 Ti - 15Nb	
V - 5 Ti	V - 5 Ti - 10Nb	V - 5 Ti - 15Nb	V - 5 Ti - 20Nb
	V - 7,5Ti- 10Nb	V - 7,5 Ti - 15Nb	V - 7,5 Ti - 20Nb
	V - 10 Ti- 10Nb	V - 10 Ti - 15Nb	V - 10 Ti - 20Nb
V - 20 Ti	V - 20 Ti- 10Nb		V - 20 Ti - 20Nb

Tabelle 2:

Zusammenstellung der n- und k-Werte der untersuchten Legierungen

Legierung	Prüf-temperatur	n	k	Legierung	Prüf-temperatur	n	k
V - 3Ti	650°	10,3	$3,6 \cdot 10^{-21}$	V-1Ti-15Nb	650°	11,3	$1,8 \cdot 10^{-23}$
V - 5Ti	650	9,0	$4,6 \cdot 10^{-17}$	V-2Ti-15Nb	650	7,4	$2,7 \cdot 10^{-16}$
V - 5Ti	700	4,7	$8,6 \cdot 10^{-11}$	V-3Ti-15Nb	650	6,6	$3,7 \cdot 10^{-15}$
V - 20Ti	650	4,2	$7,4 \cdot 10^{-12}$	V-4Ti-15Nb	650	5,6	$3,8 \cdot 10^{-13}$
V - 20Ti	700	2,9	$3,1 \cdot 10^{-7}$	V-5Ti-15Nb	650	5,3	$2 \cdot 10^{-12}$
V - 20Ti	800	1,9	$3,9 \cdot 10^{-5}$	V-7,5Ti-15Nb	650	4,5	$1,5 \cdot 10^{-10}$
V-3Ti-10Nb	650	6,4	$1,3 \cdot 10^{-14}$	V-10Ti-15Nb	650	3,9	$3,5 \cdot 10^{-9}$
V-5Ti-10Nb	650	5,5	$1,4 \cdot 10^{-12}$	V-3Ti-20Nb	650	8,1	$9,3 \cdot 10^{-18}$
V-7,5Ti-10Nb	650	4,4	$4,6 \cdot 10^{-10}$	V-5Ti-20Nb	650	6,9	$3,4 \cdot 10^{-15}$
V-10Ti-10Nb	650	3,4	$2,0 \cdot 10^{-8}$	V-7,5Ti-20Nb	650	4,7	$5,5 \cdot 10^{-11}$
V-20Ti-10Nb	650	3,1	$4,0 \cdot 10^{-7}$	V-10Ti-20Nb	650	6,2	$1,1 \cdot 10^{-13}$
				V-20Ti-20Nb	650	4,6	$2,4 \cdot 10^{-10}$

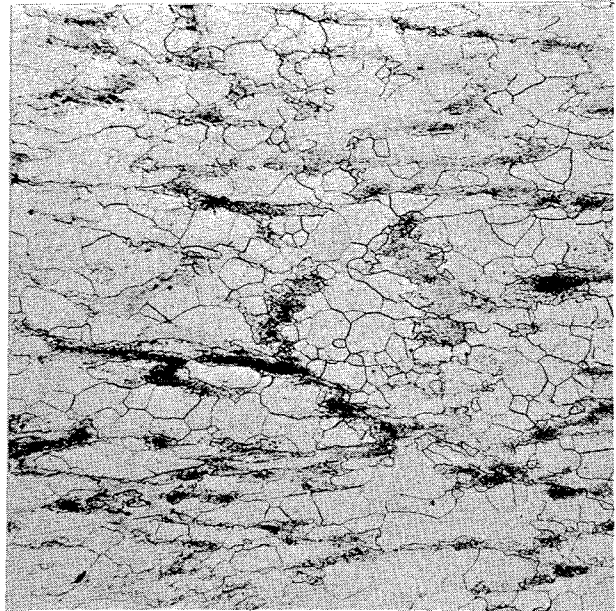
V-3Ti



HV₃₀ = 174-184

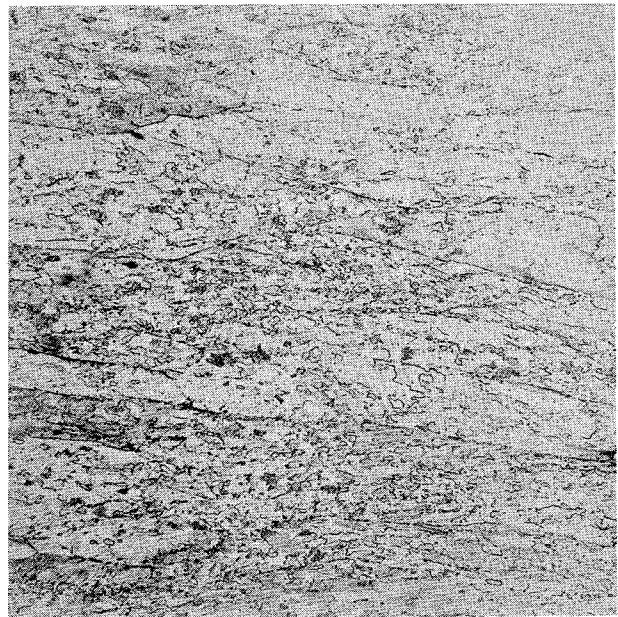
Bild 1a

V-5Ti



HV₃₀ = 136

V-1Ti-15Nb



HV₃₀ = 242-269

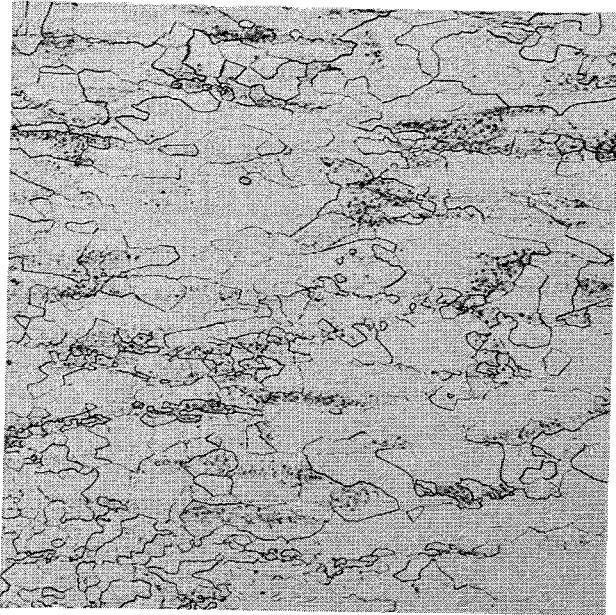
Ausgangsgefüge
=====

Zustand 900-950° 1^h Vakuum

Ätzung: Glyzerin: HF : HNO₃
3 : 2 : 1

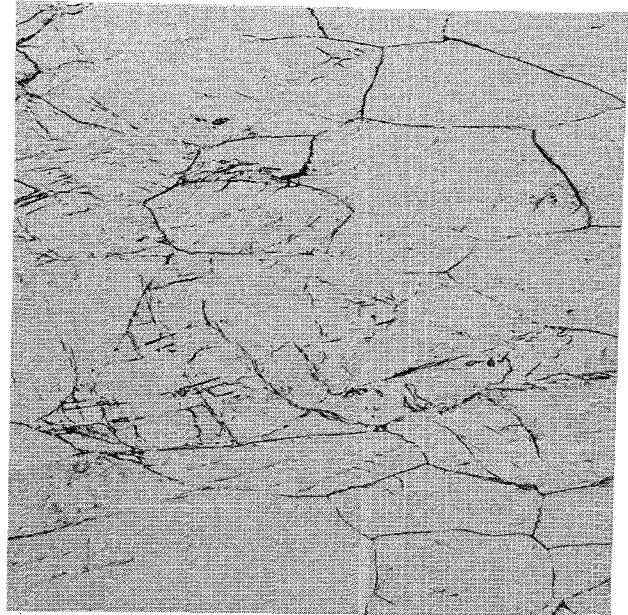
V = x 100

V-20Ti



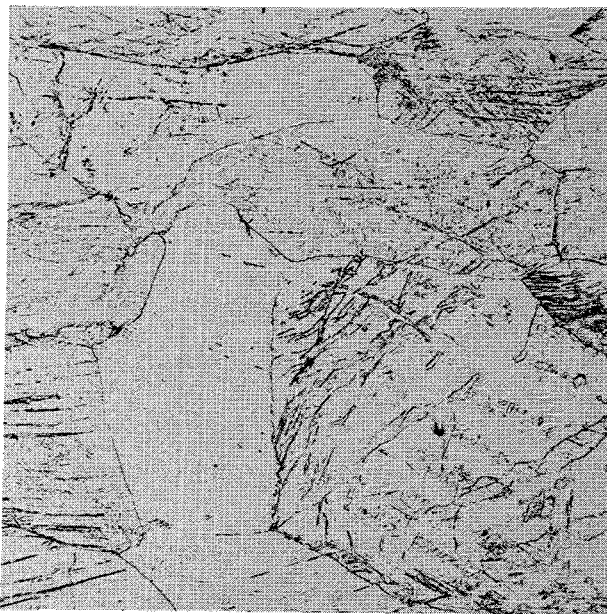
HV₃₀ = 197-202

V-3Ti-10Nb



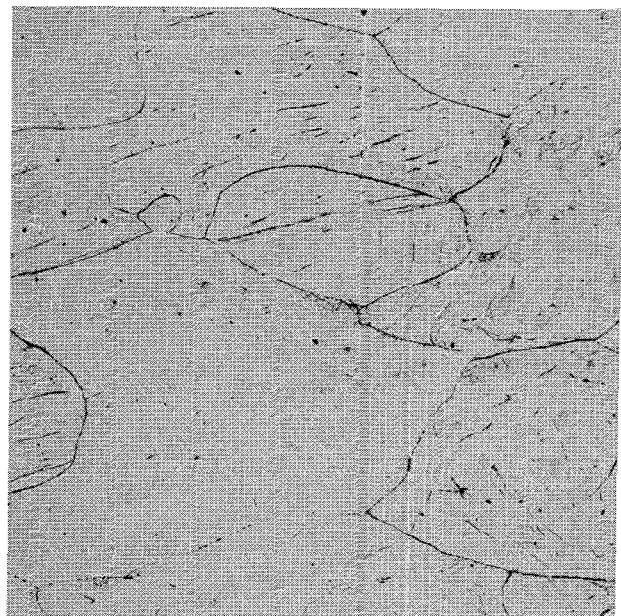
HV₃₀ = 244

V-2Ti-15Nb



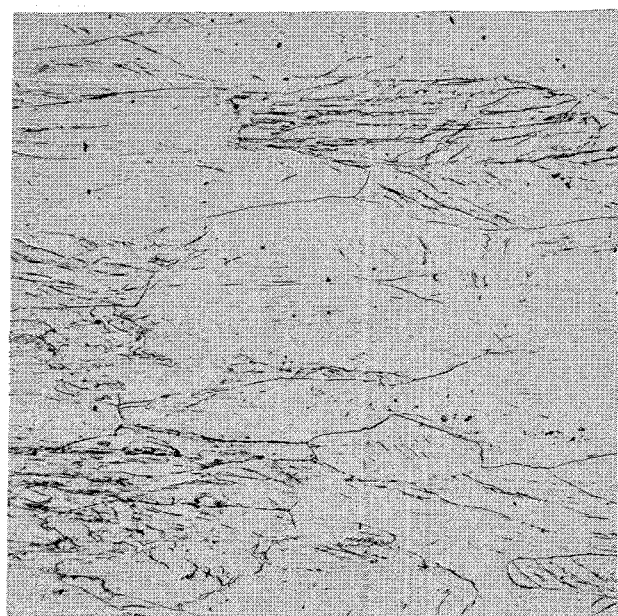
HV₃₀ = 242-250

V-3Ti-15Nb



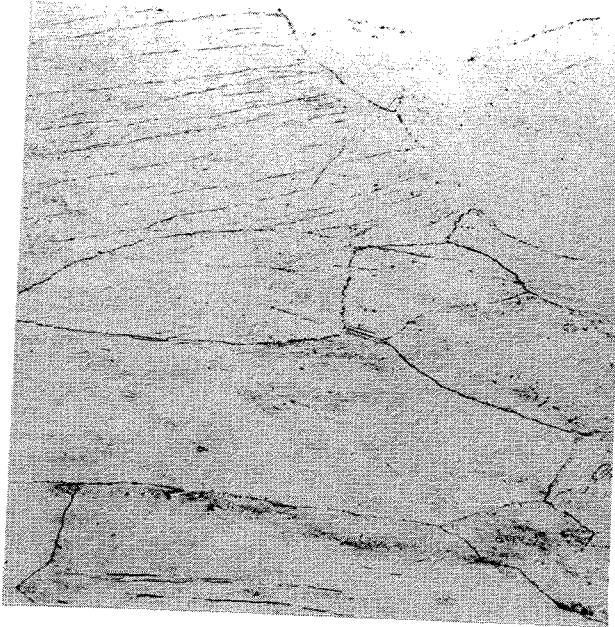
HV₃₀ = 288

V-3Ti-20Nb



HV₃₀ = 288 x 100

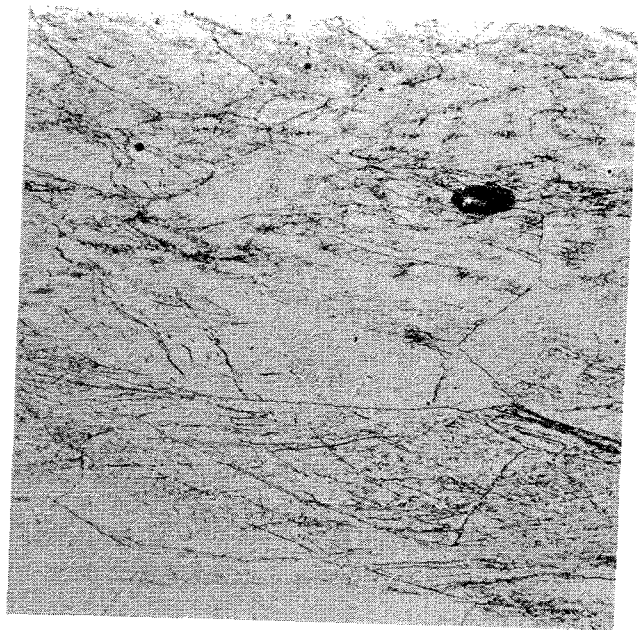
V-5Ti-10Nb



HV₃₀ = 244

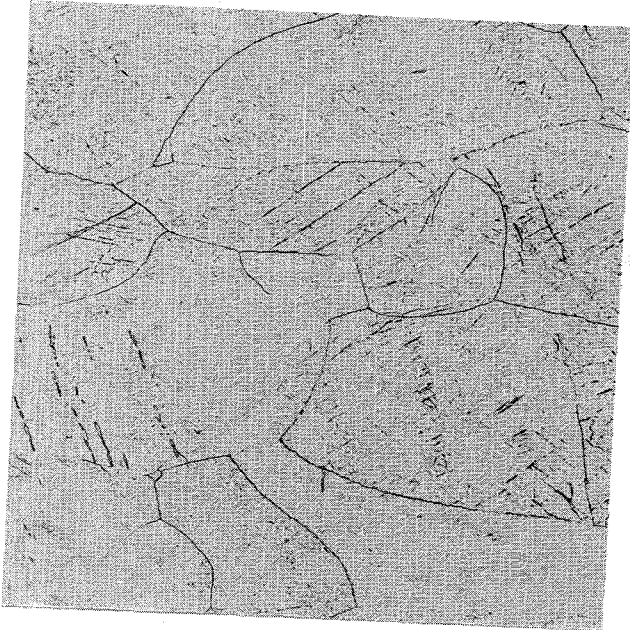
V-7,5Ti-10Nb

Bild 1c



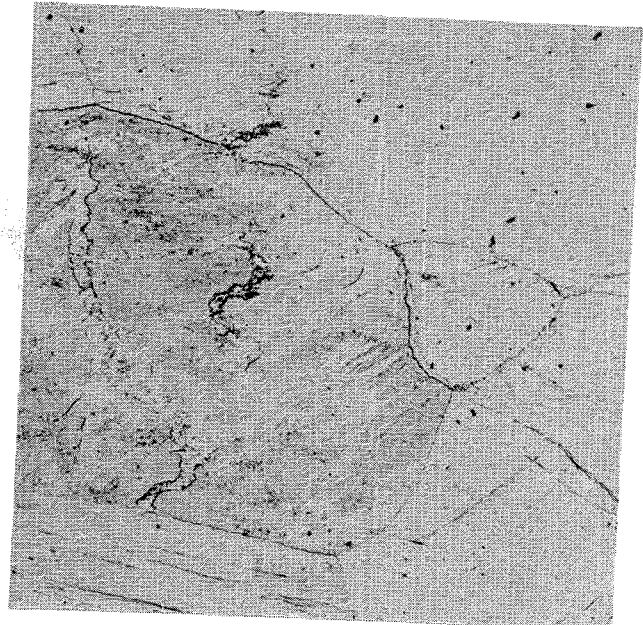
HV₃₀ = 230-250

V-4Ti-15Nb



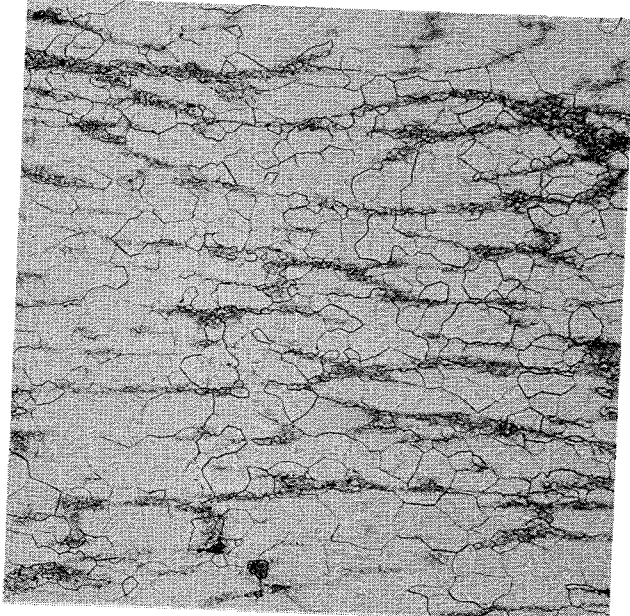
HV₃₀ = 239-242

V-5Ti-15Nb



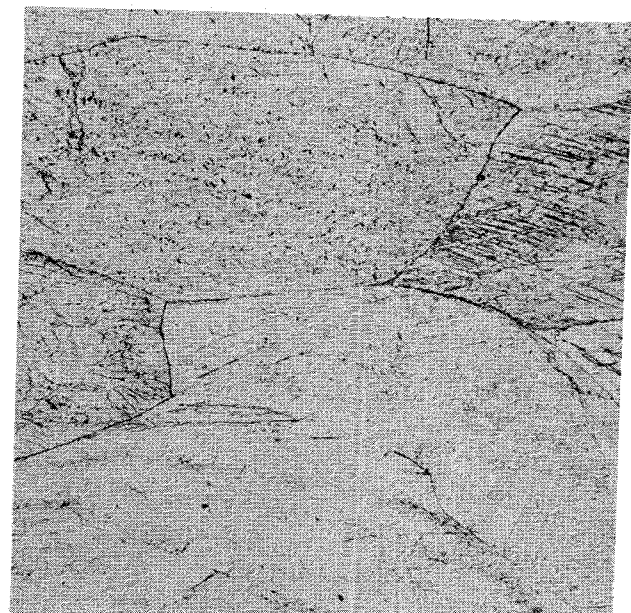
HV₃₀ = 249-260

V-5Ti-20Nb



HV₃₀ = 230-237

V-7,5Ti-20Nb



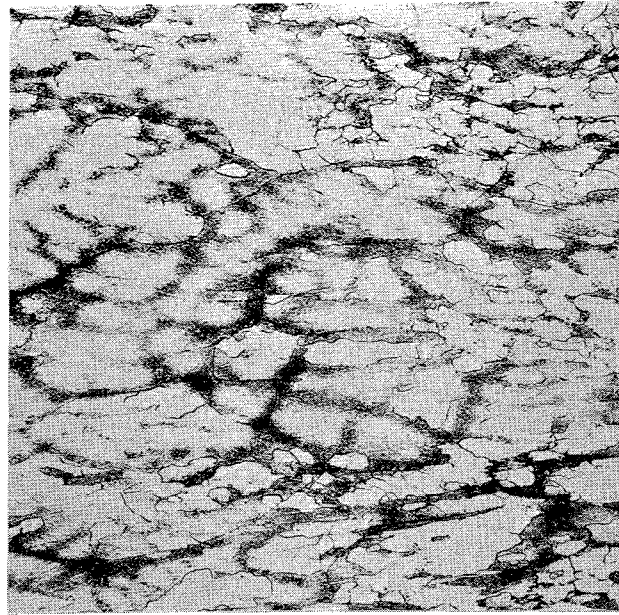
HV₃₀ = 271-277 x 100

V-10Ti-10Nb



HV₃₀ = 216-226

V-20Ti-10Nb



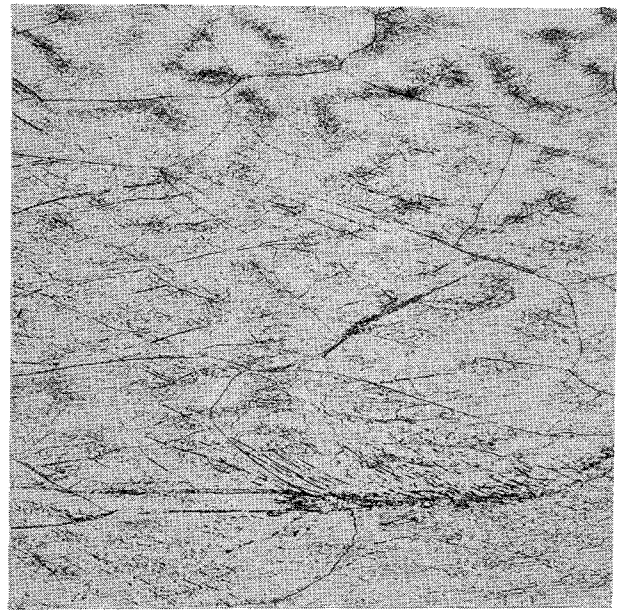
HV₃₀ = 230-250

V-7,5Ti-15Nb



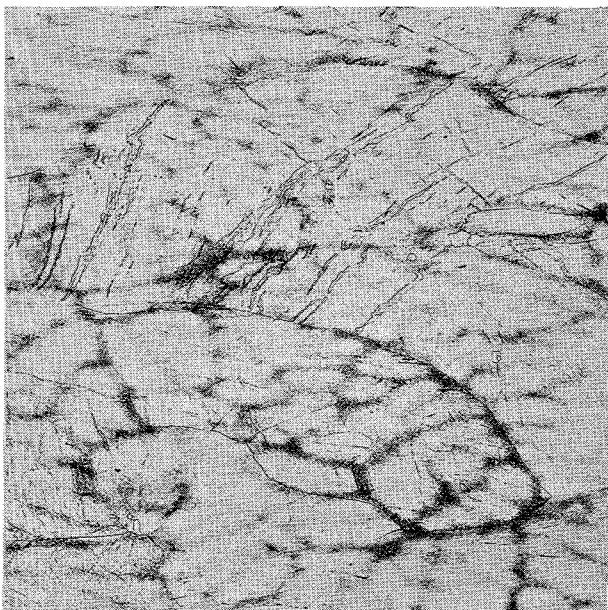
HV₃₀ = 256

V-10Ti-15Nb



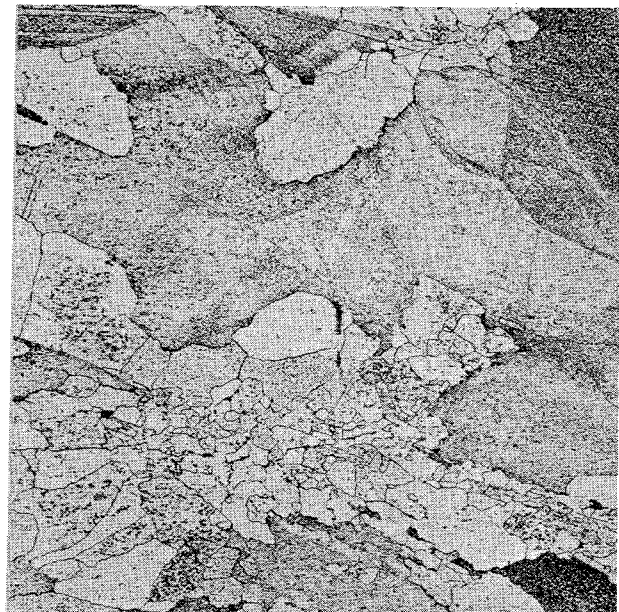
HV₃₀ = 252-257

V-10Ti-20Nb



HV₃₀ = 275-283

V-20Ti-20Nb



HV₃₀ = 257-260 x 100

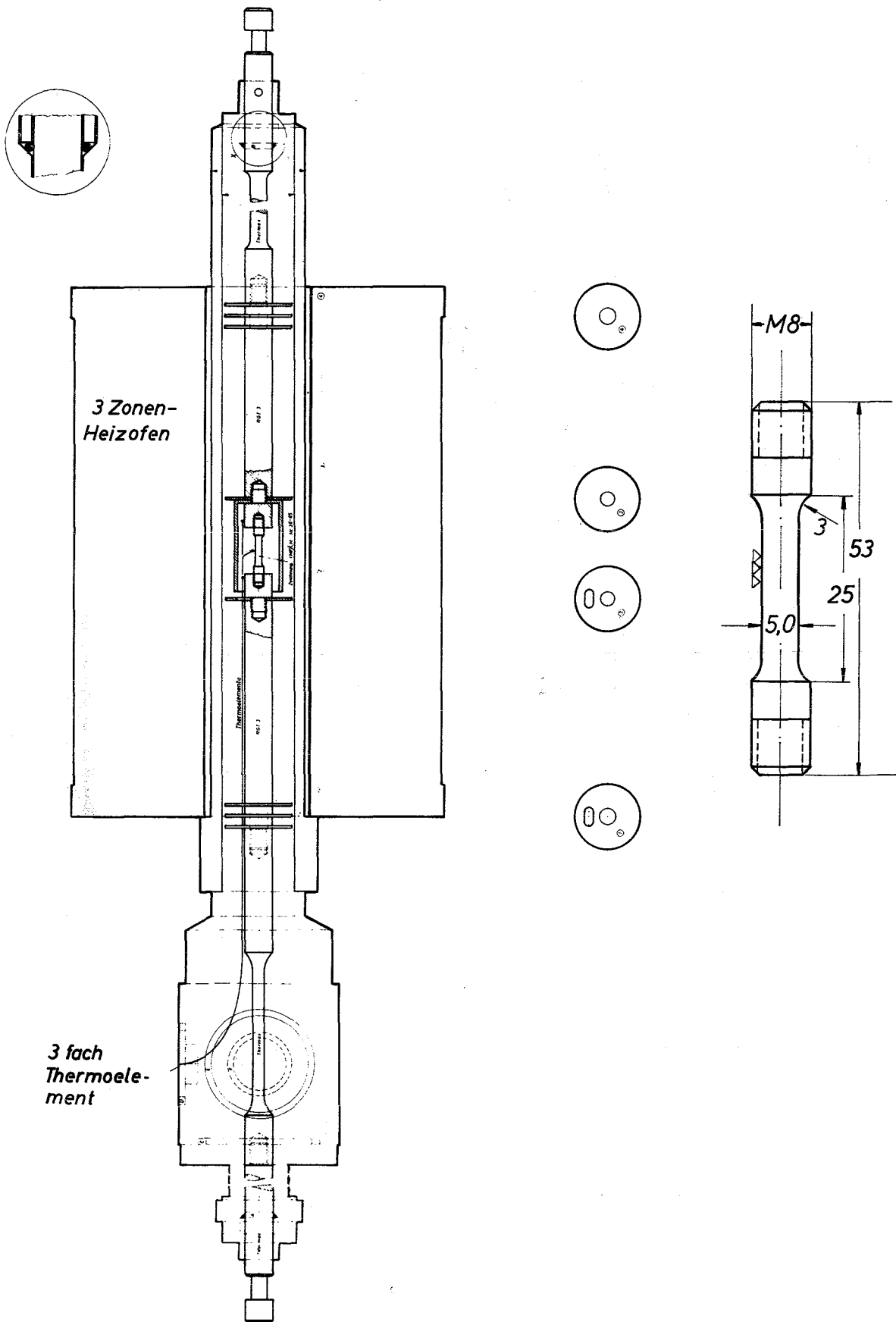


Bild 2: Probenform und Teststrecke für Vakuum-Zeitstandversuche

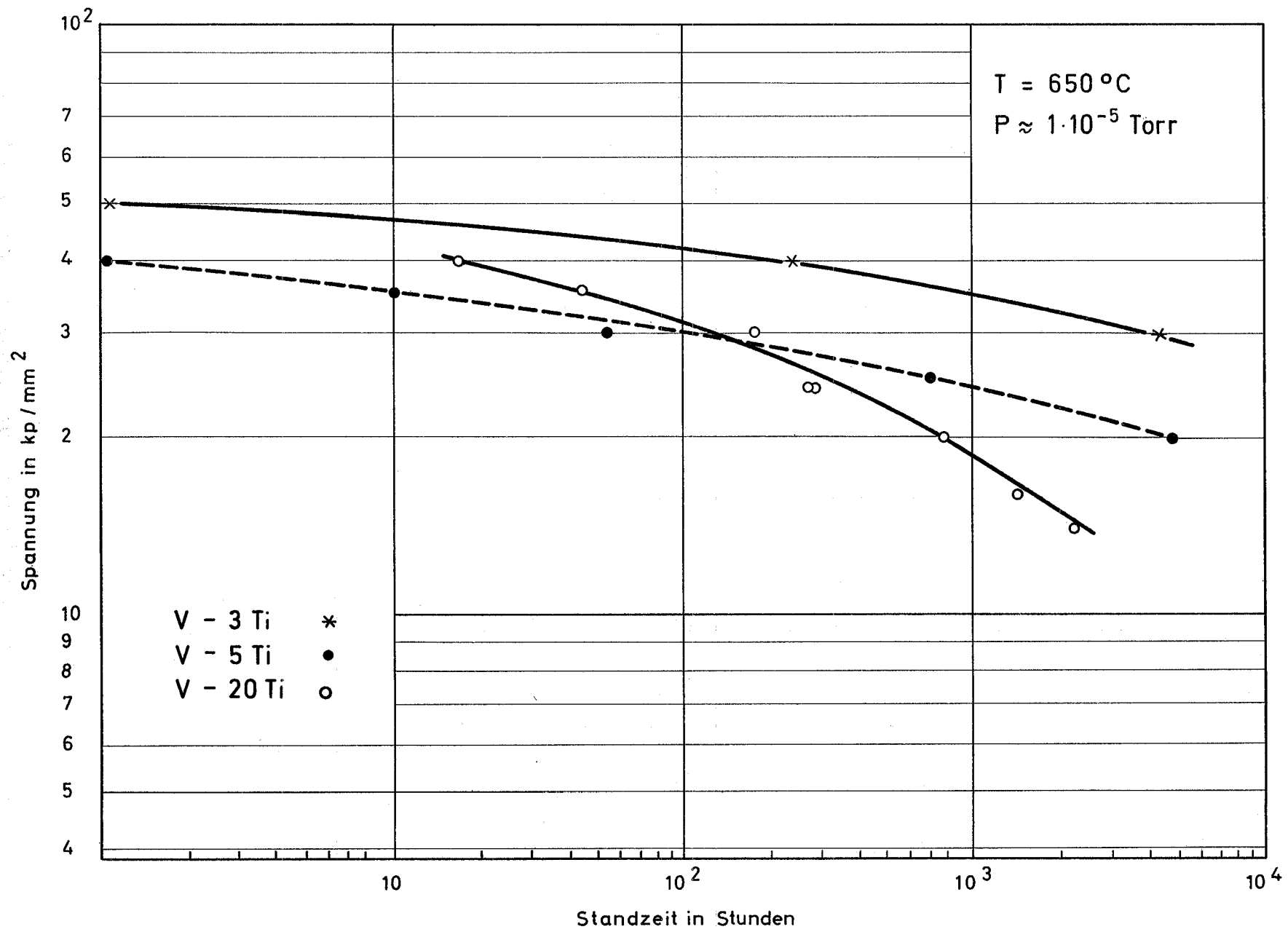


Bild 3: Einfluß des Ti-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-Legierungen

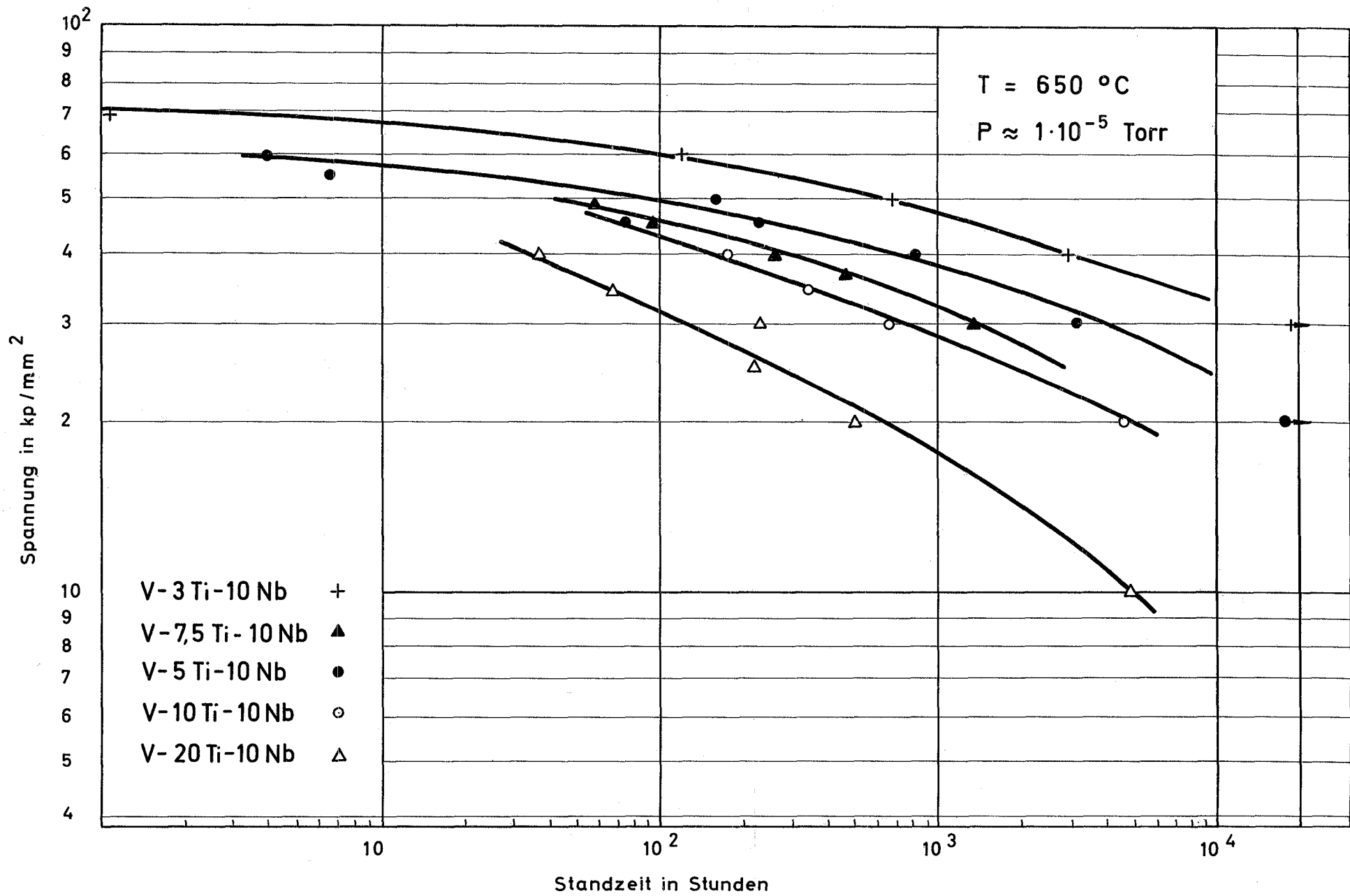


Bild 4 : Einfluß des Ti-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-10Nb-Legierungen

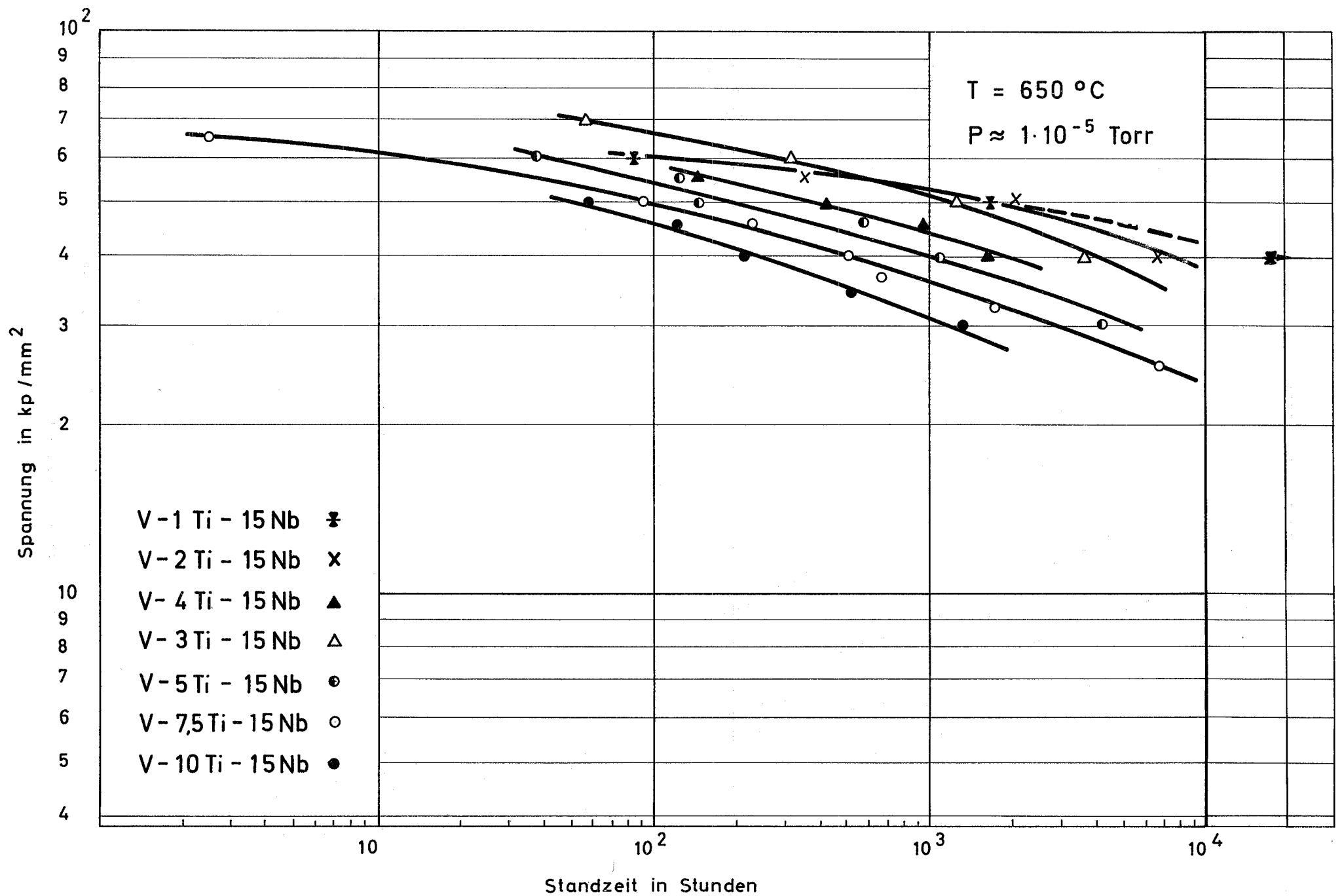


Bild 5 : Einfluß des Ti-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-15 Nb - Legierungen

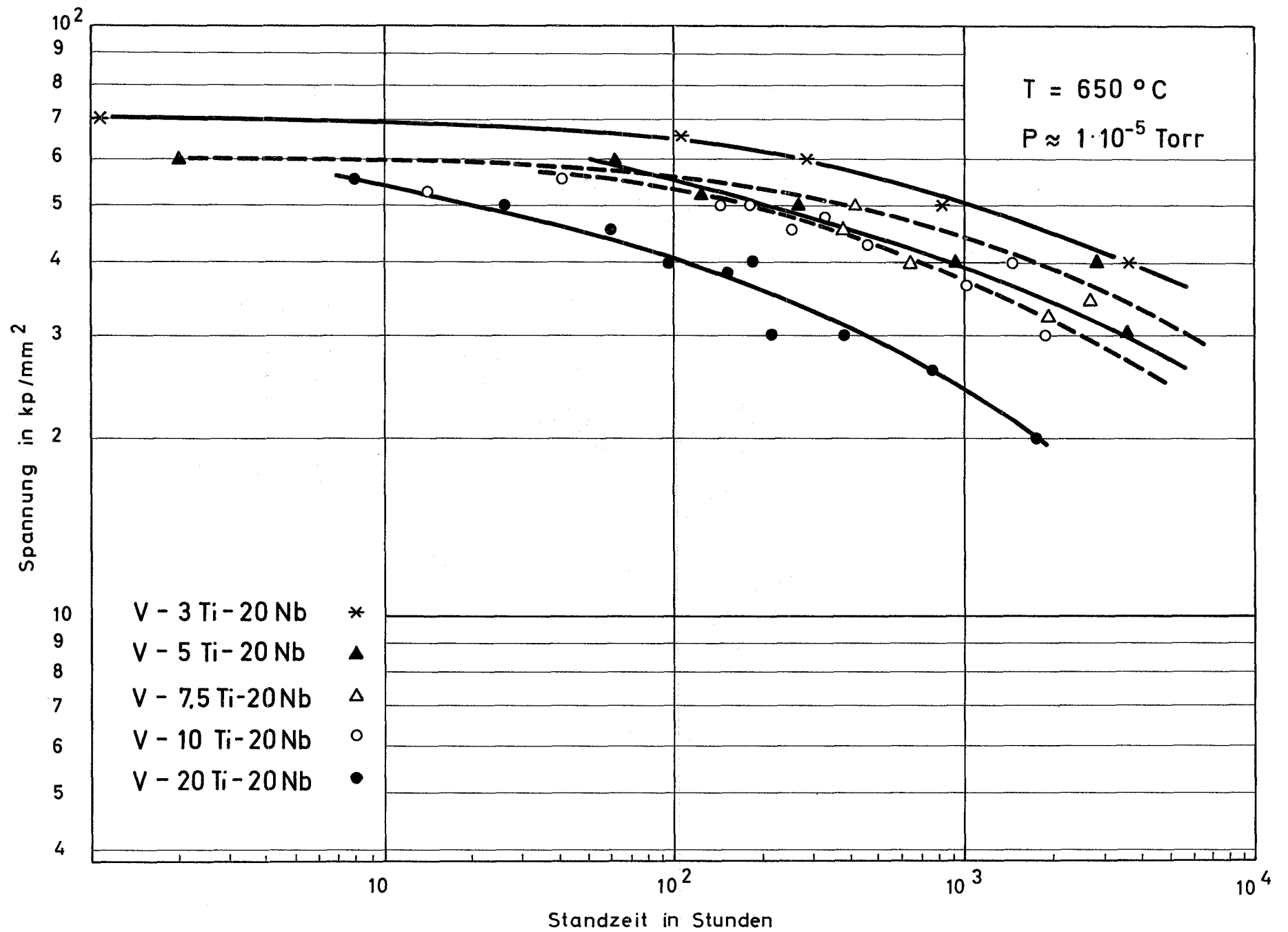


Bild 6: Einfluß des Ti-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von V-20Nb-Legierungen

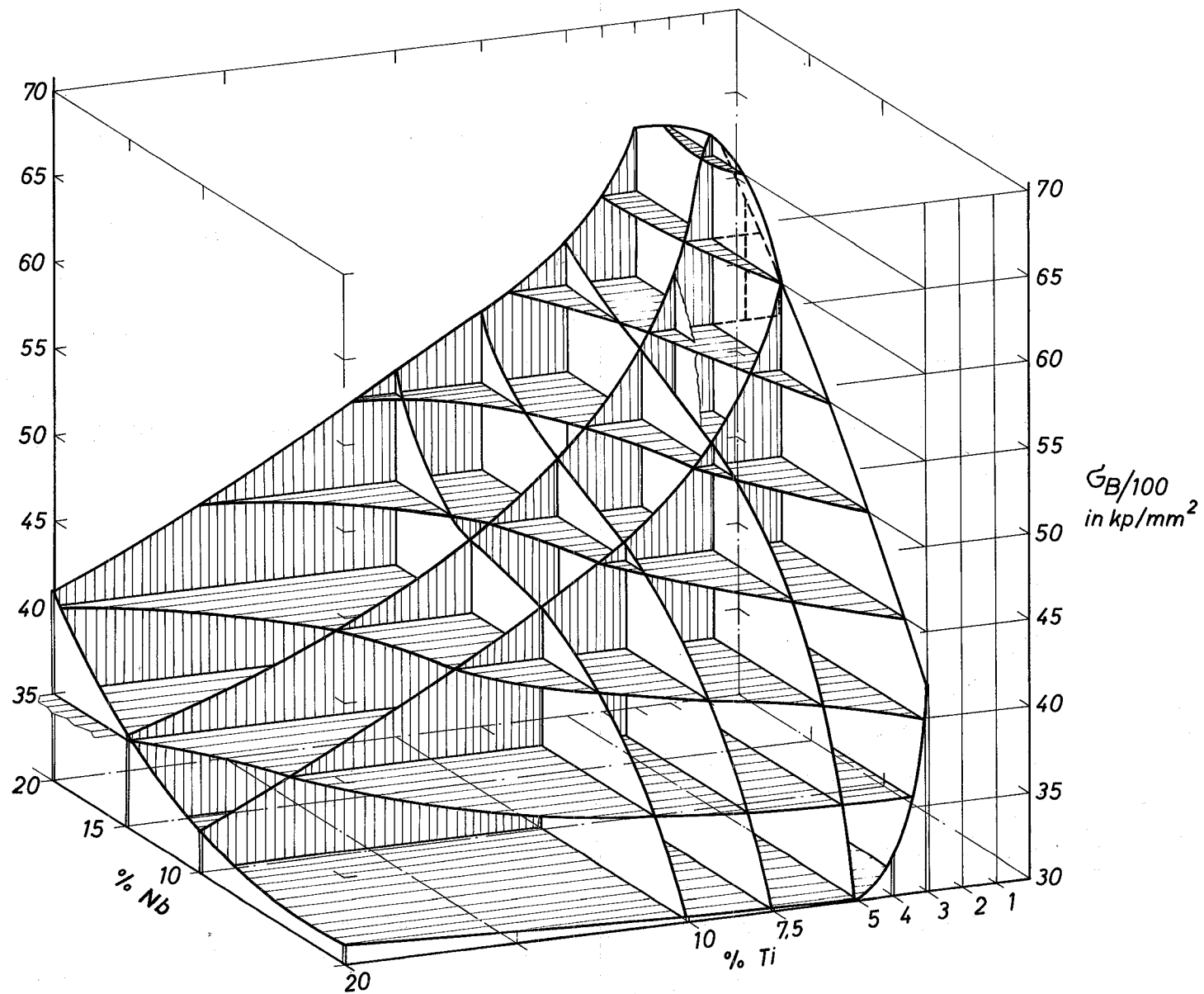


Bild 7 : 100-Stunden-Zeitstandfestigkeit von Vanadin-Basis-Legierungen in Abhängigkeit vom Titan- und Niob-Gehalt $T=650^{\circ}C$

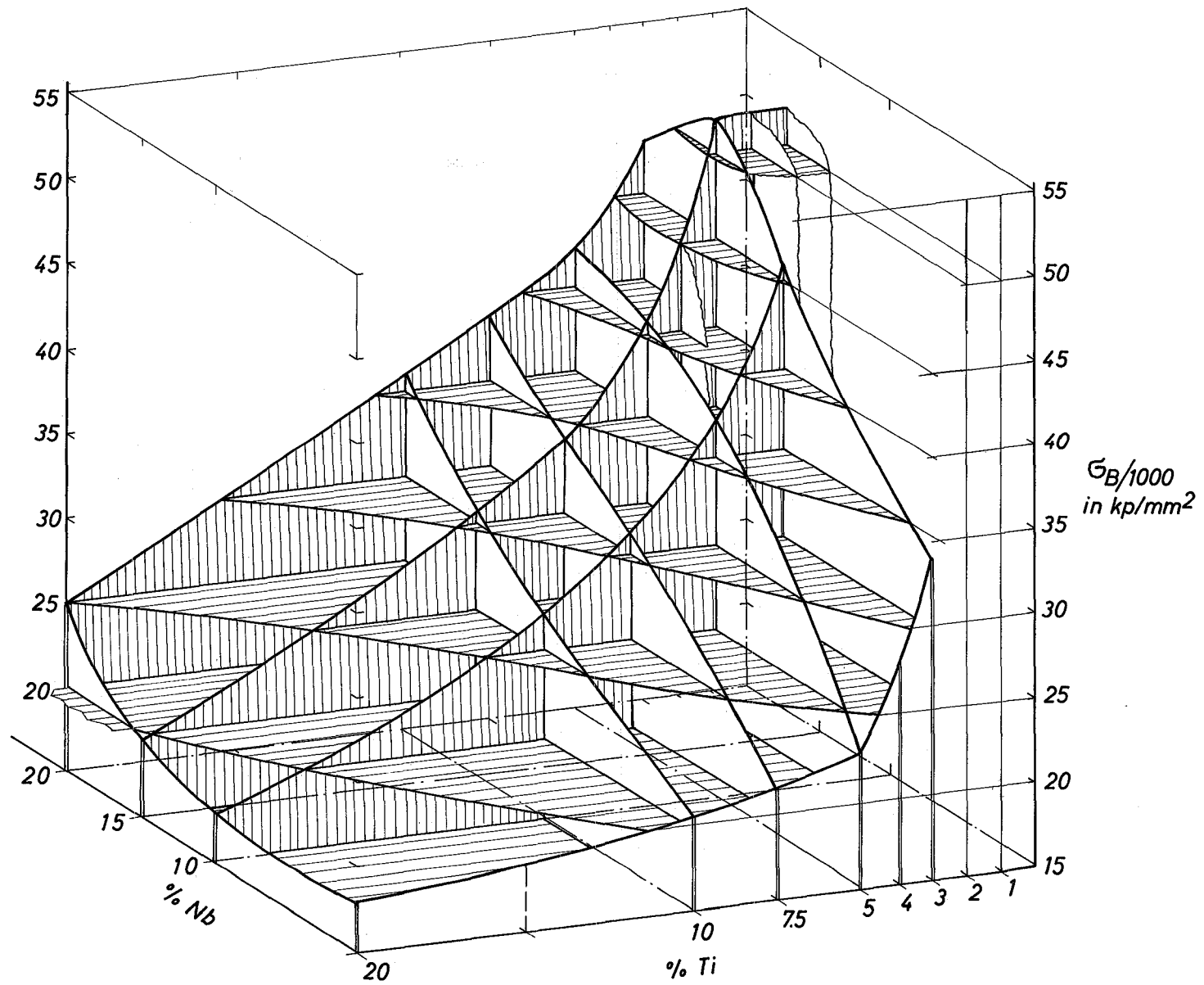


Bild 8 : 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit von Vanadin-Basis-Legierungen in Abhängigkeit vom Titan- und Niob-Gehalt ($T = 650^\circ\text{C}$)

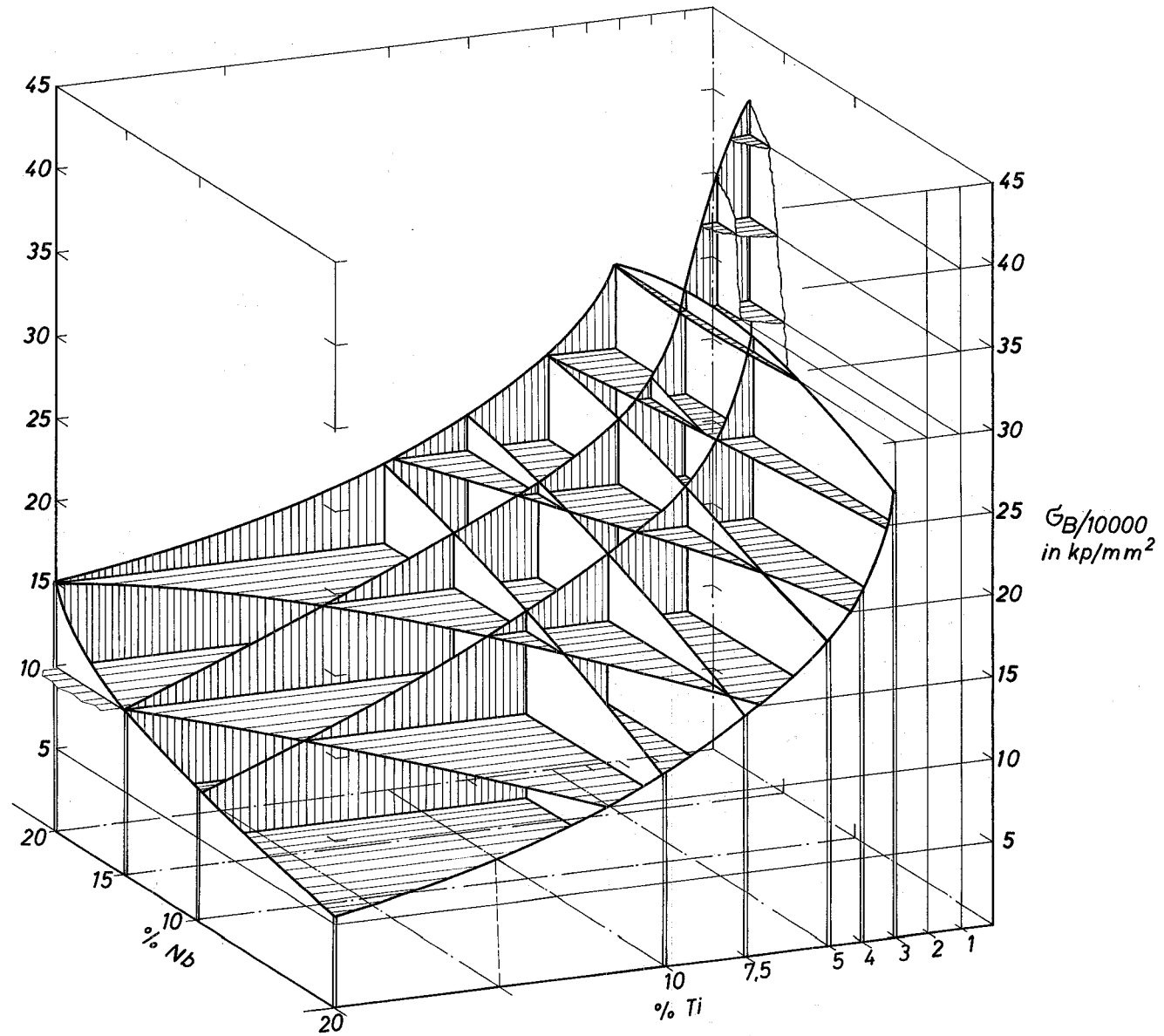


Bild 9 : 10000-Stunden-Zeitstandfestigkeit von Vanadin-Basis-Legierungen in Abhängigkeit vom Titan- und Niob-Gehalt ($T=650^{\circ}C$)

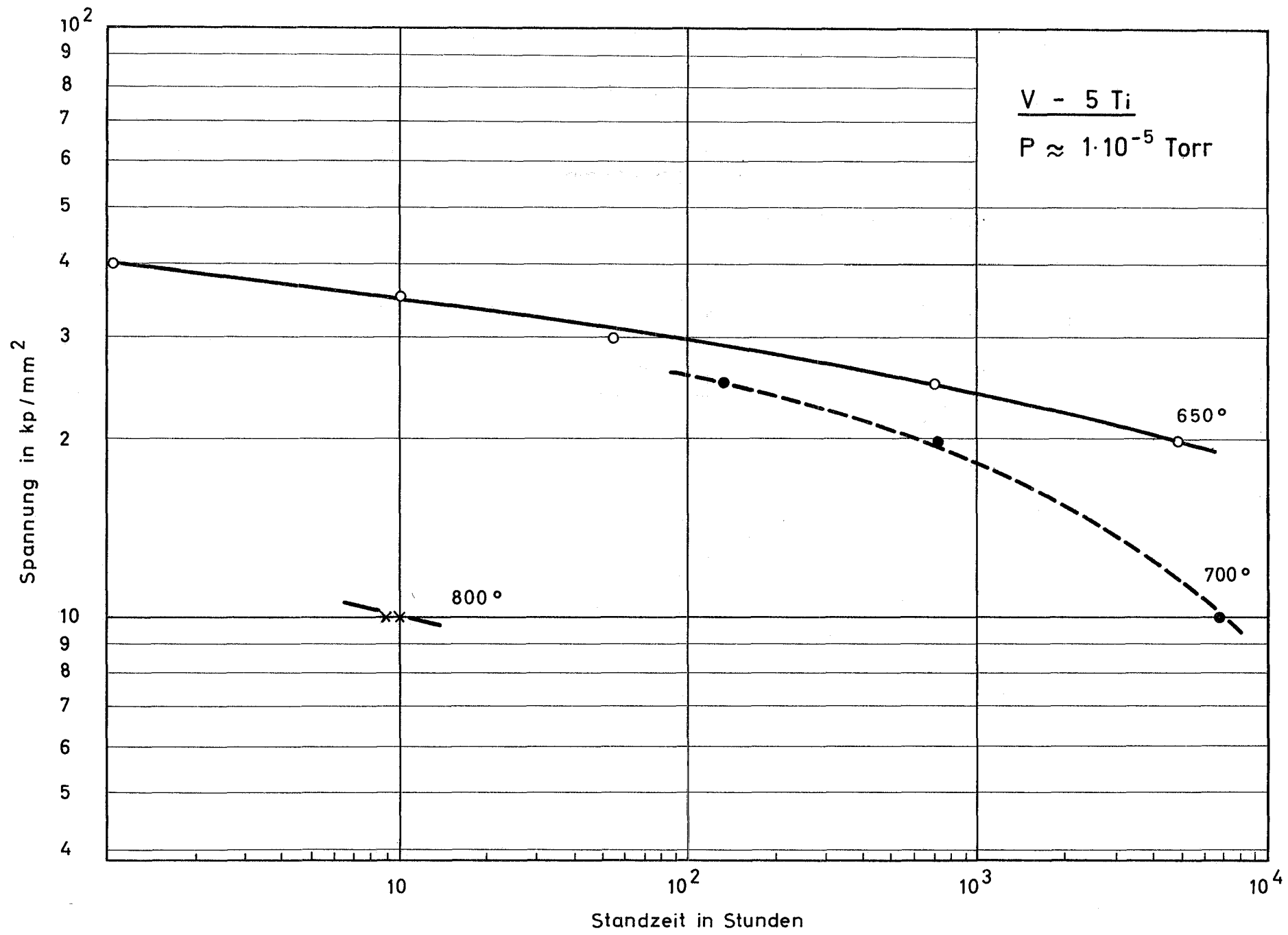


Bild 10 : Einfluß der Prüftemperatur auf die Zeitstandfestigkeit von V-5 Ti

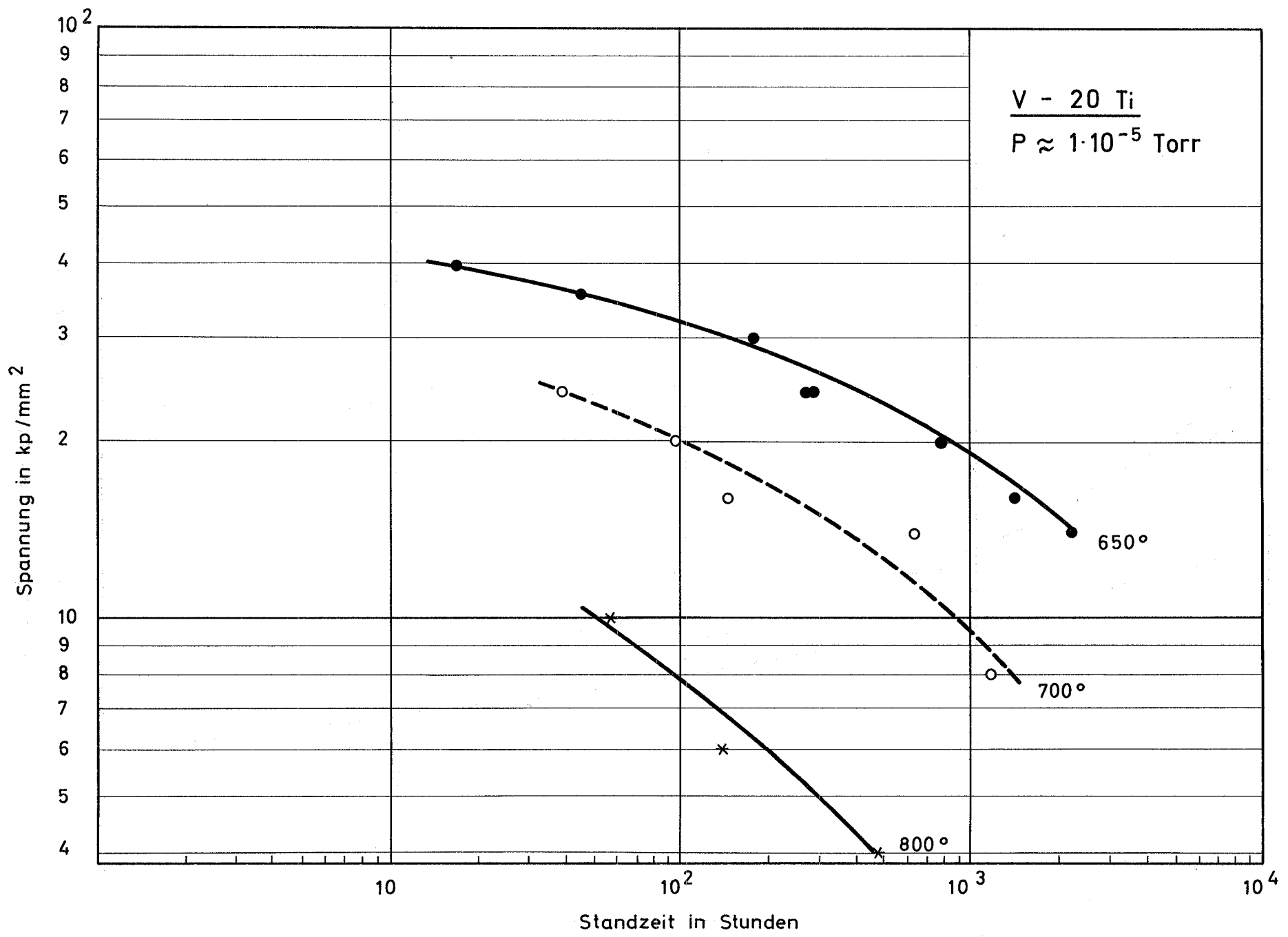


Bild 11: Einfluß der Prüftemperatur auf die Zeitstandfestigkeit von V-20 Ti

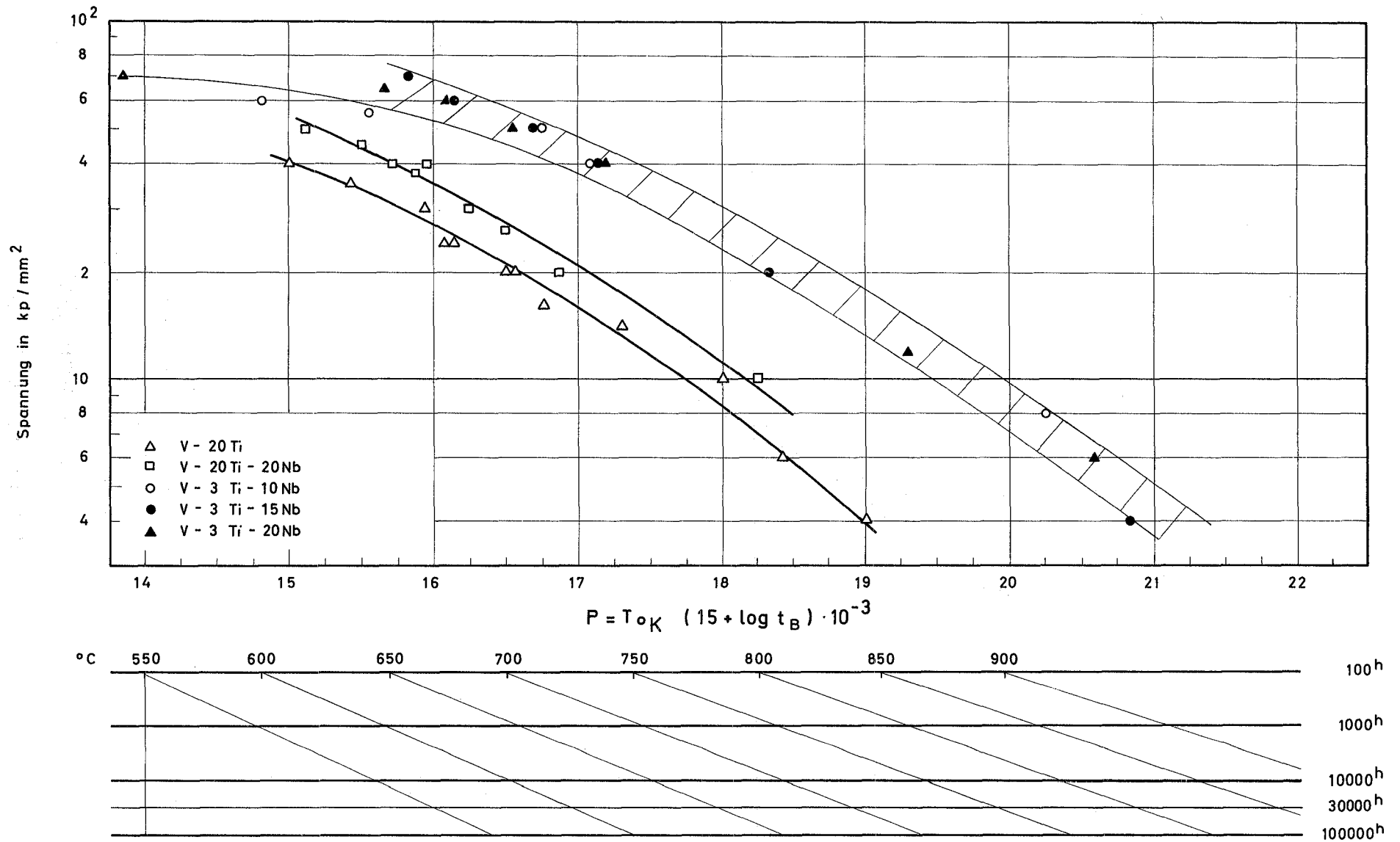


Bild 12 : Zeitstandfestigkeit in Abhängigkeit vom Larson - Miller - Parameter

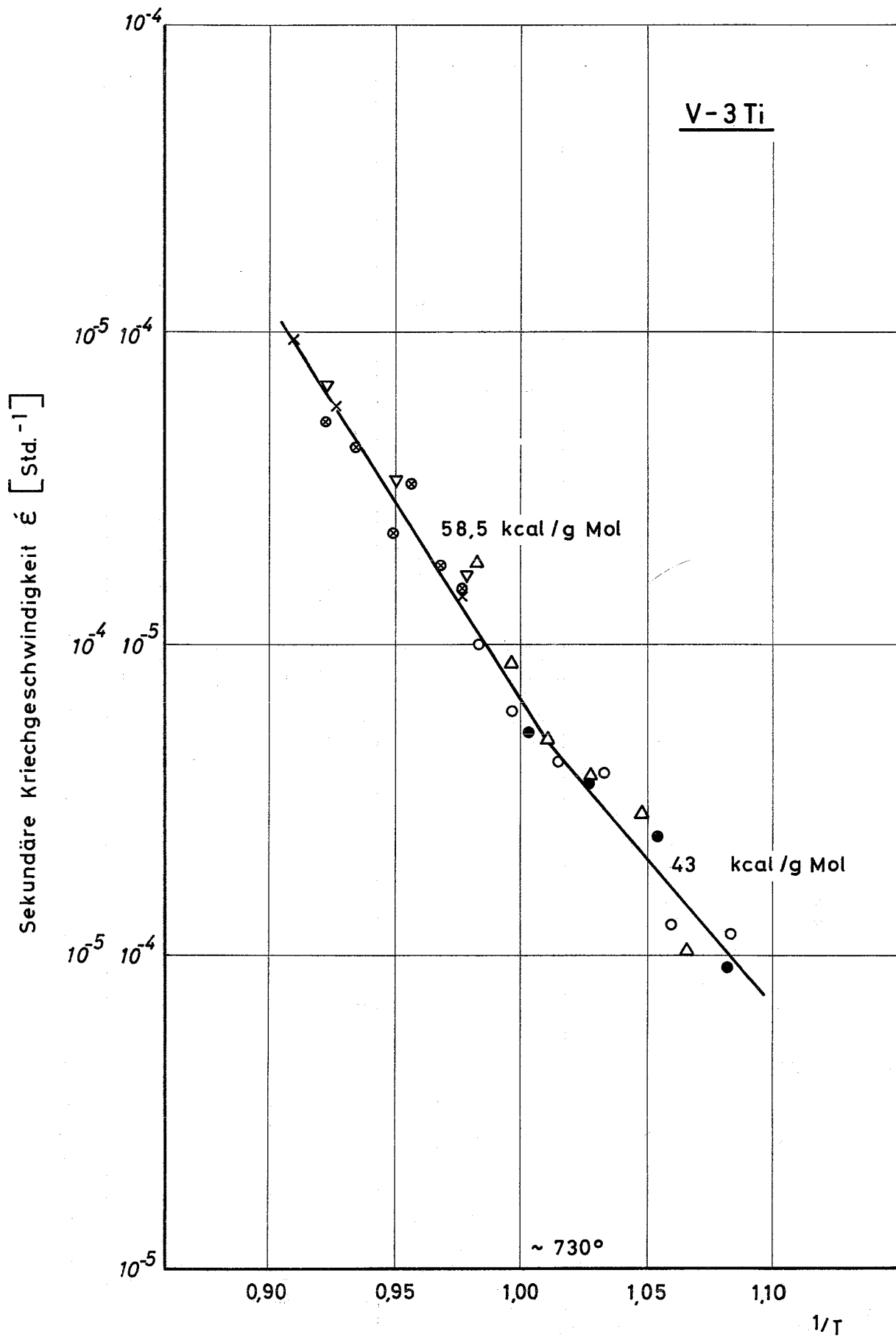


Bild 13 : Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur
 (Vakuum $\approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

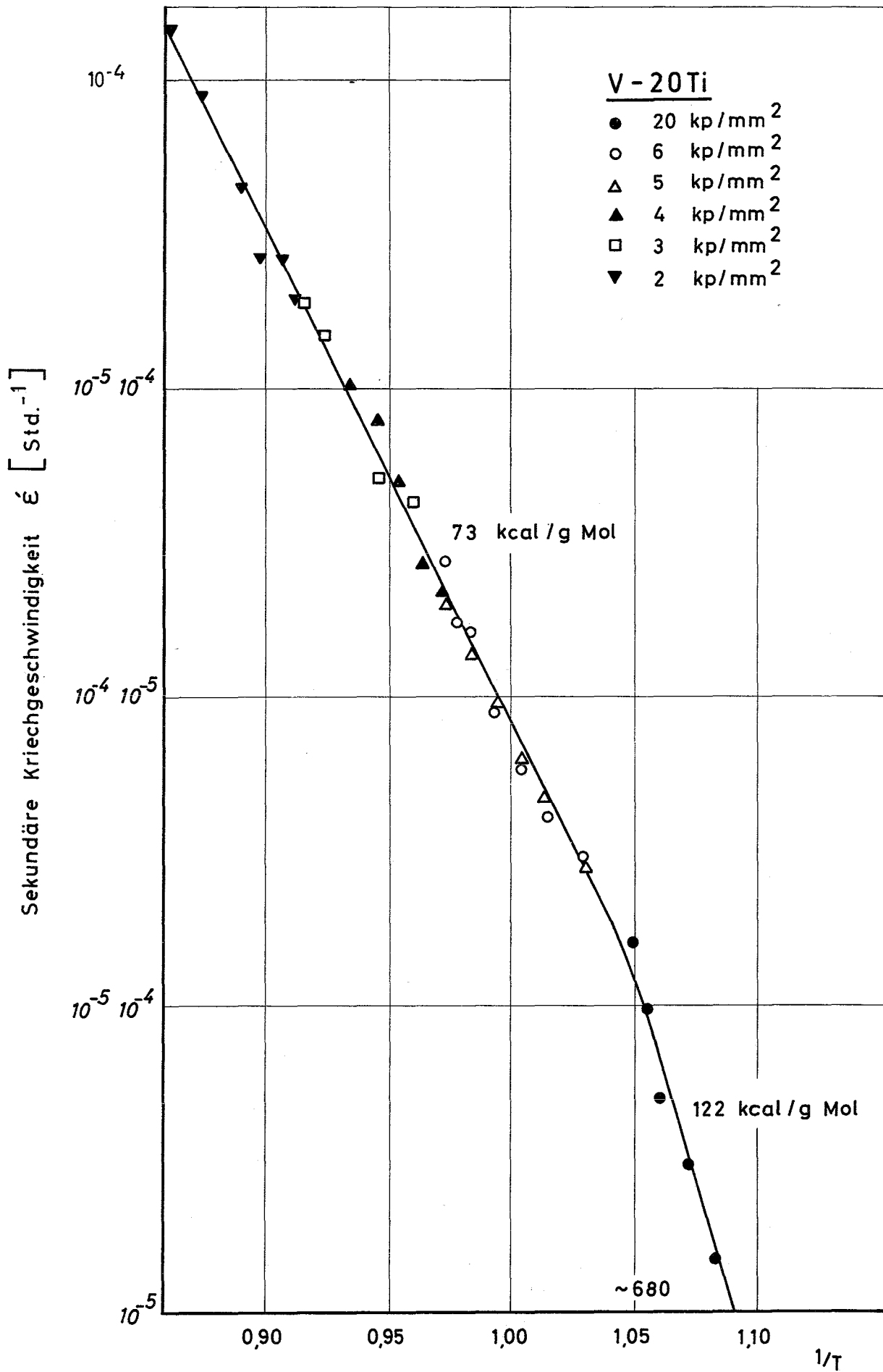


Bild 14 : Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur
(Vakuum $\approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

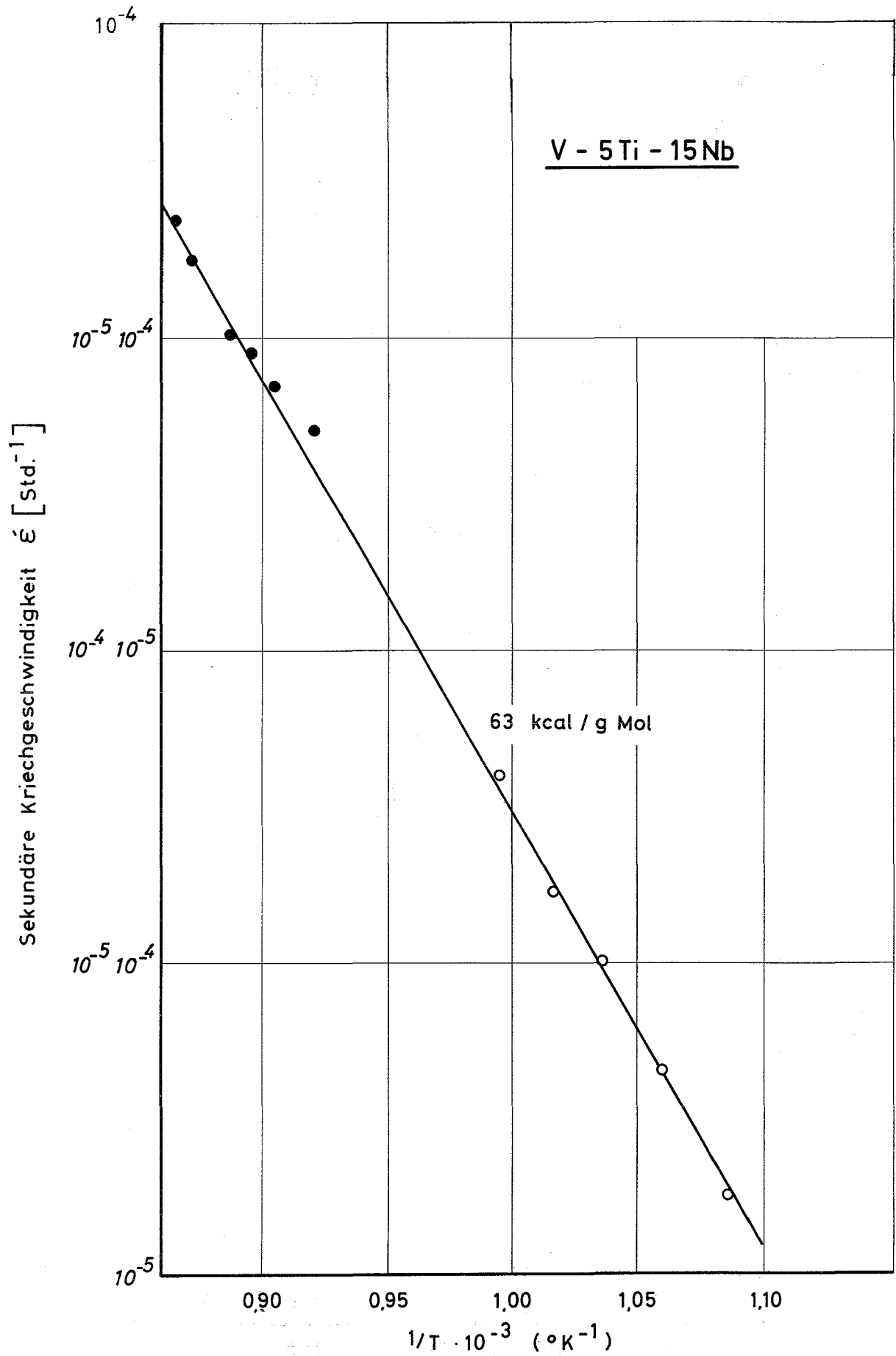


Bild 15 : Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur
(Vakuum $\approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

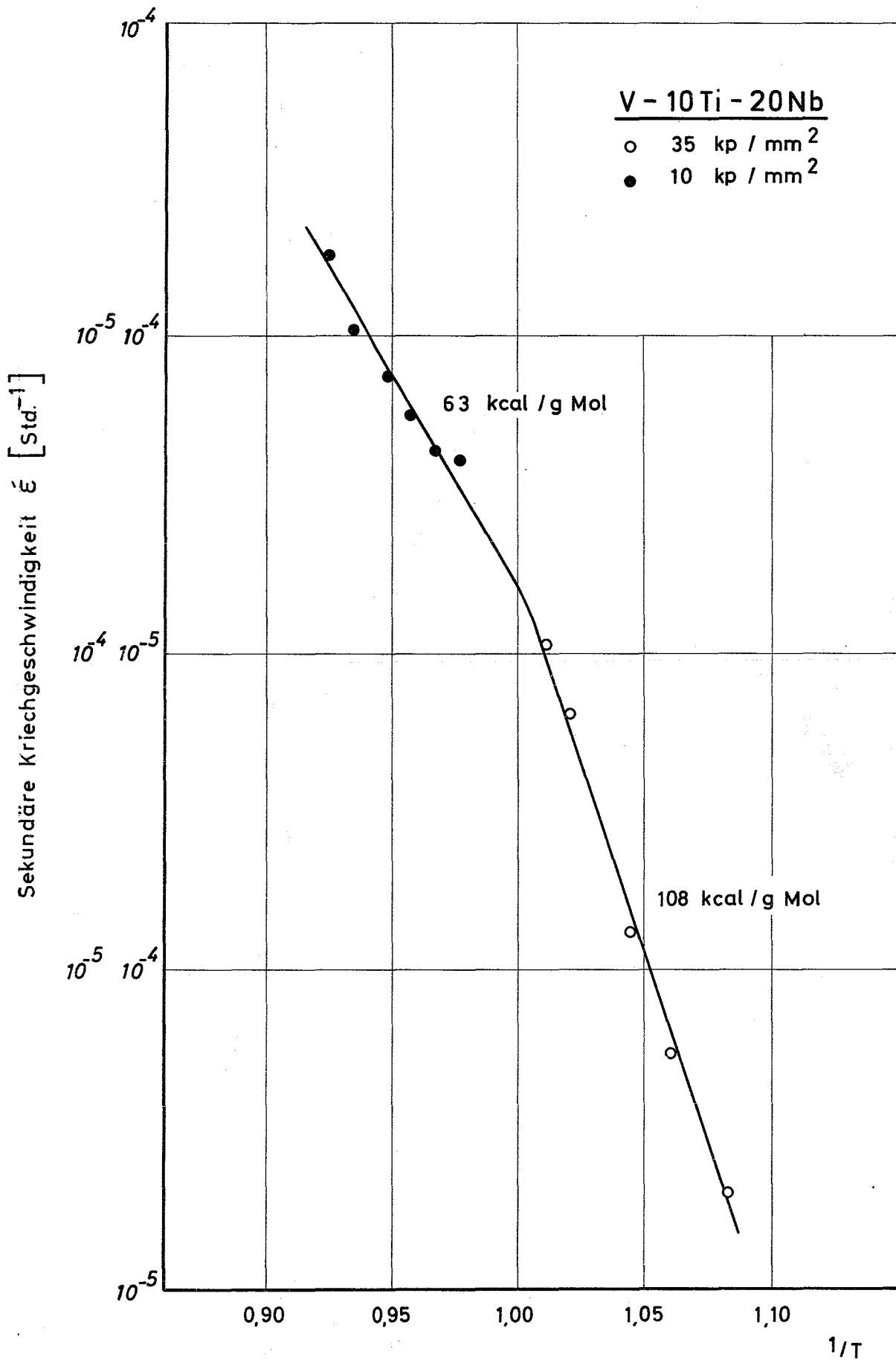


Bild 16 : Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur
 (Vakuum $\approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

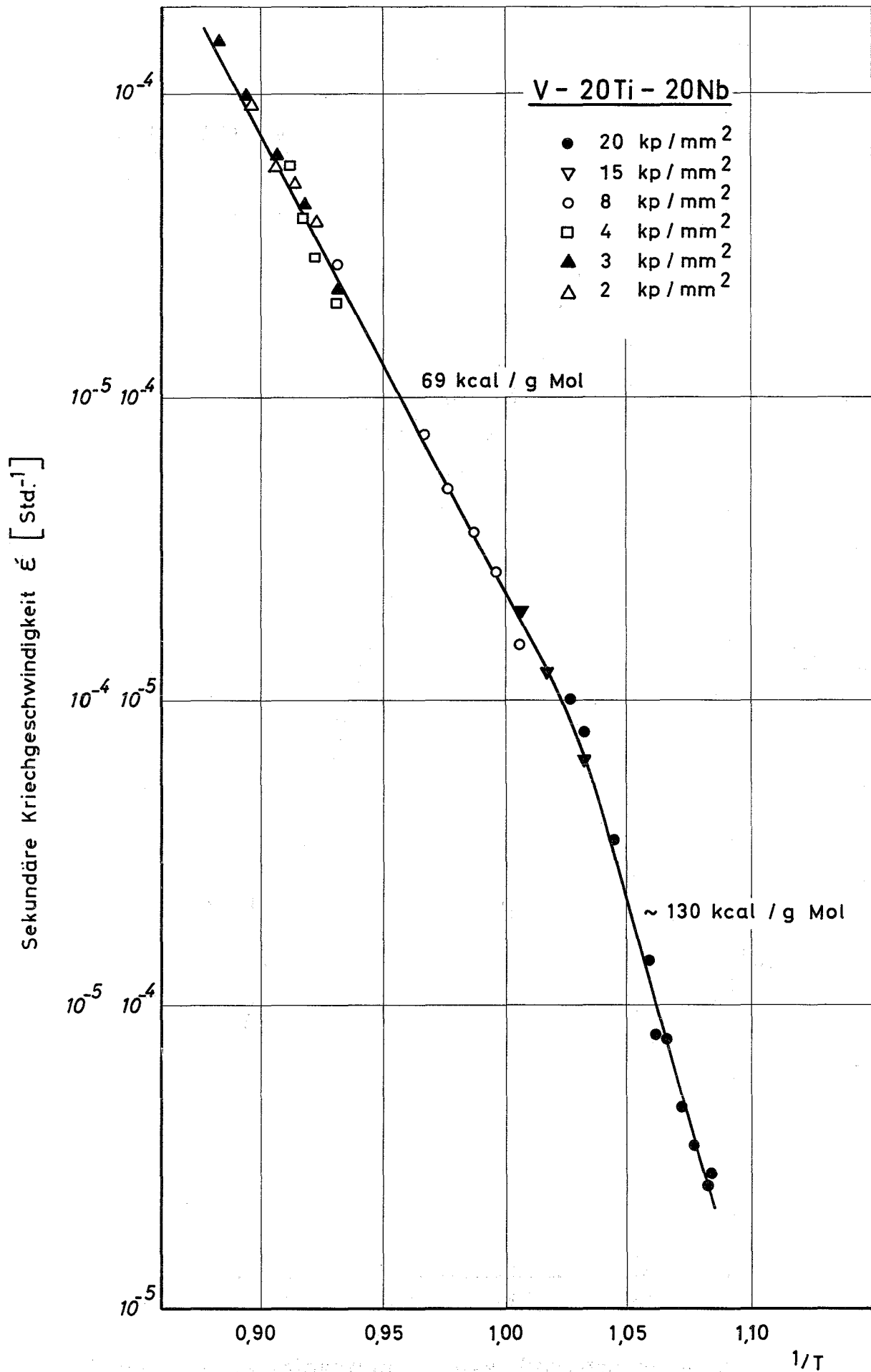


Bild 17 : Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur
 (Vakuum $\approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

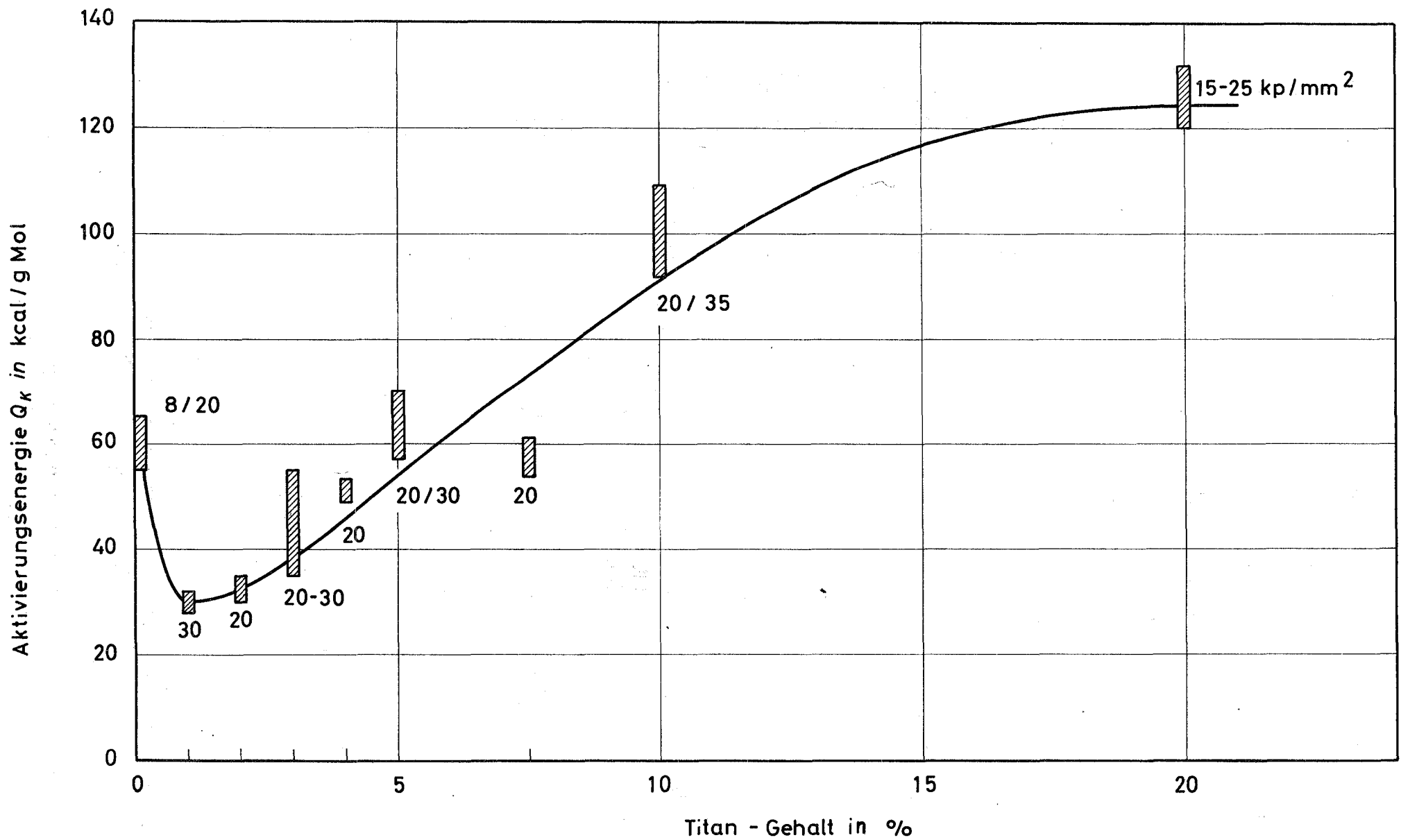


Bild 18 : Einfluß des Titan - Gehaltes auf die Aktivierungsenergie des Kriechens binärer und ternärer V-Legierungen (Temp.-Bereich 650 - 700 °C)

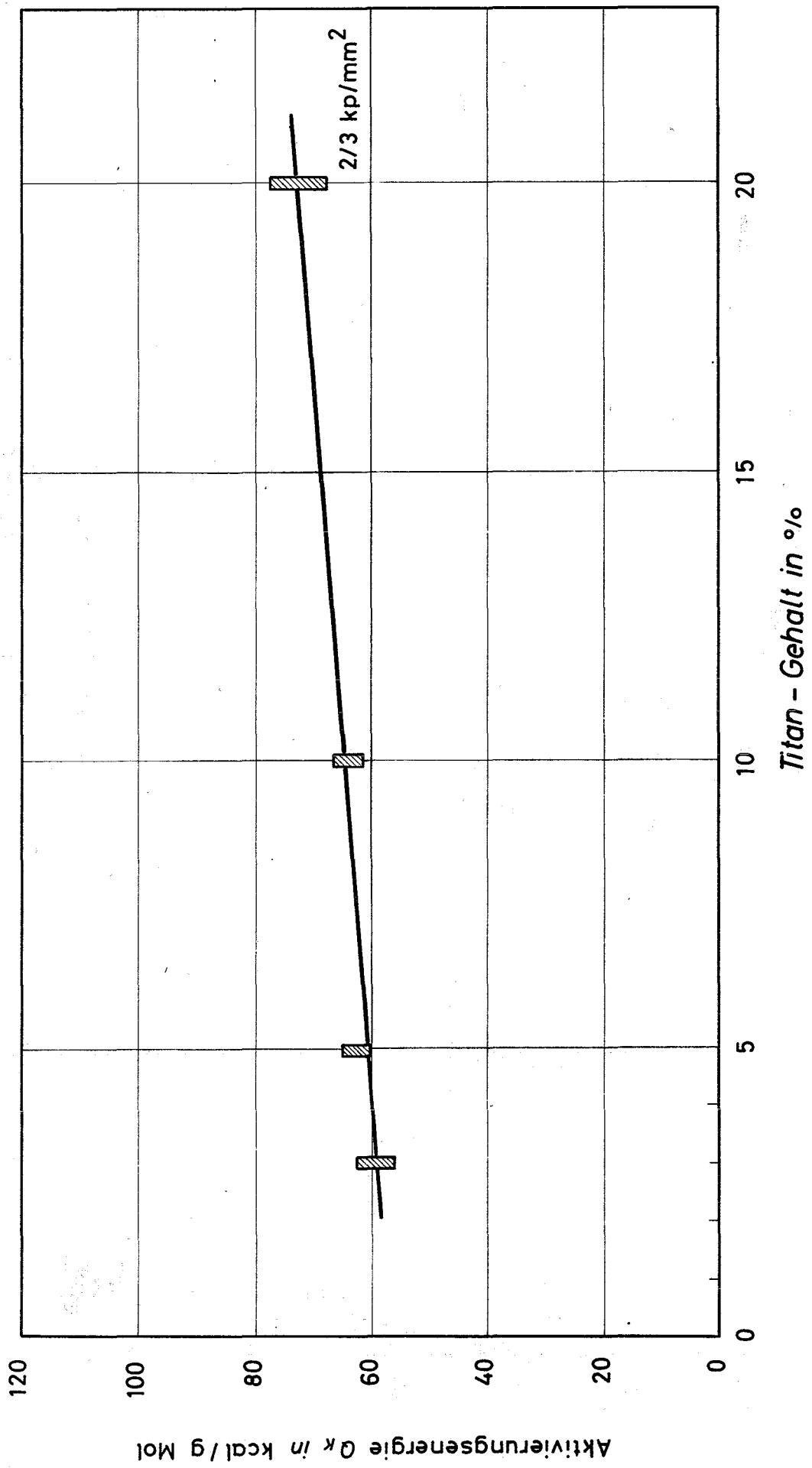


Bild 19: Einfluß des Titan - Gehaltes auf die Aktivierungsenergie des Kriechens bei Temperaturen $> 750^\circ$

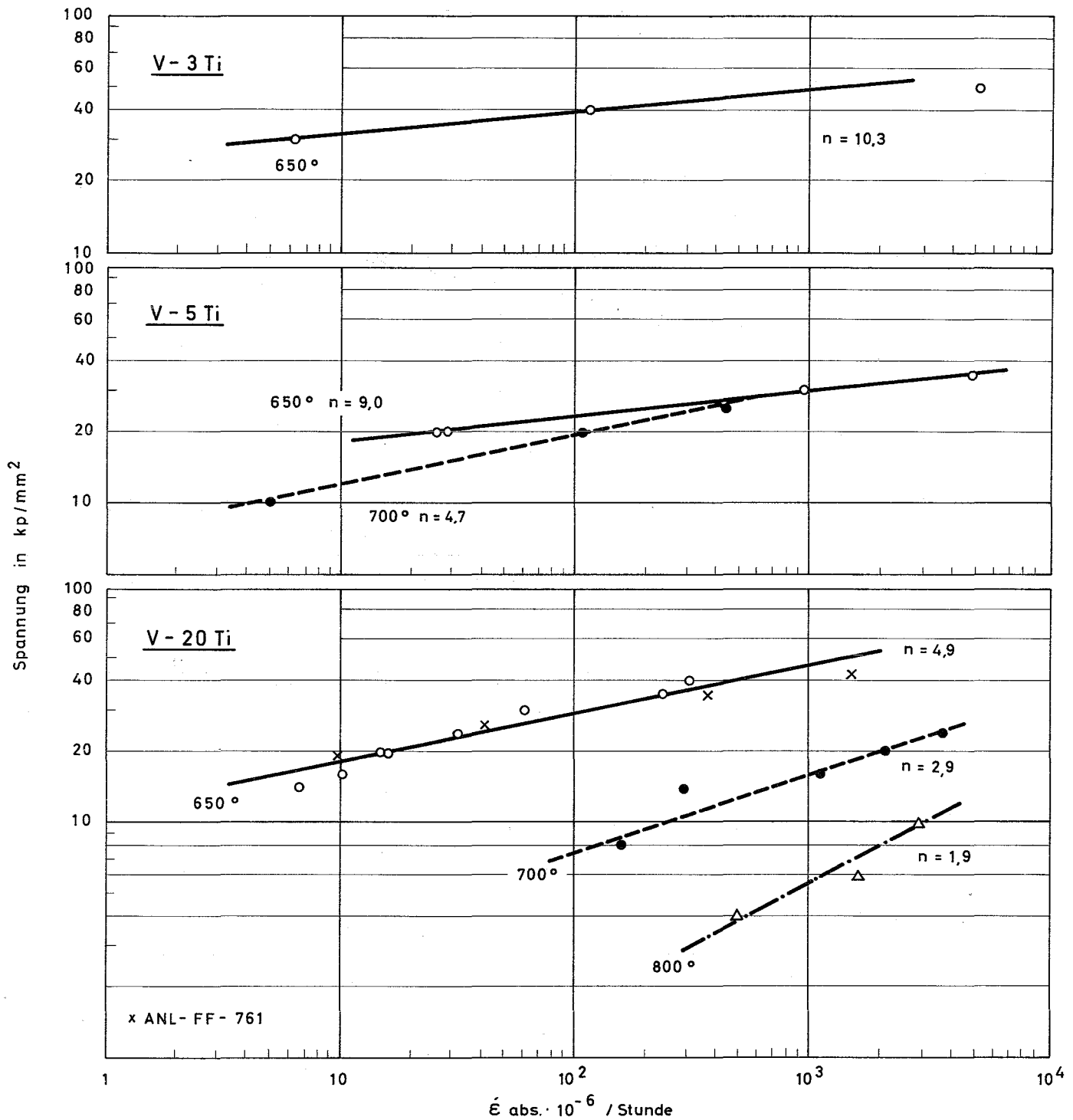


Bild 20: Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Spannung
 ($P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr)

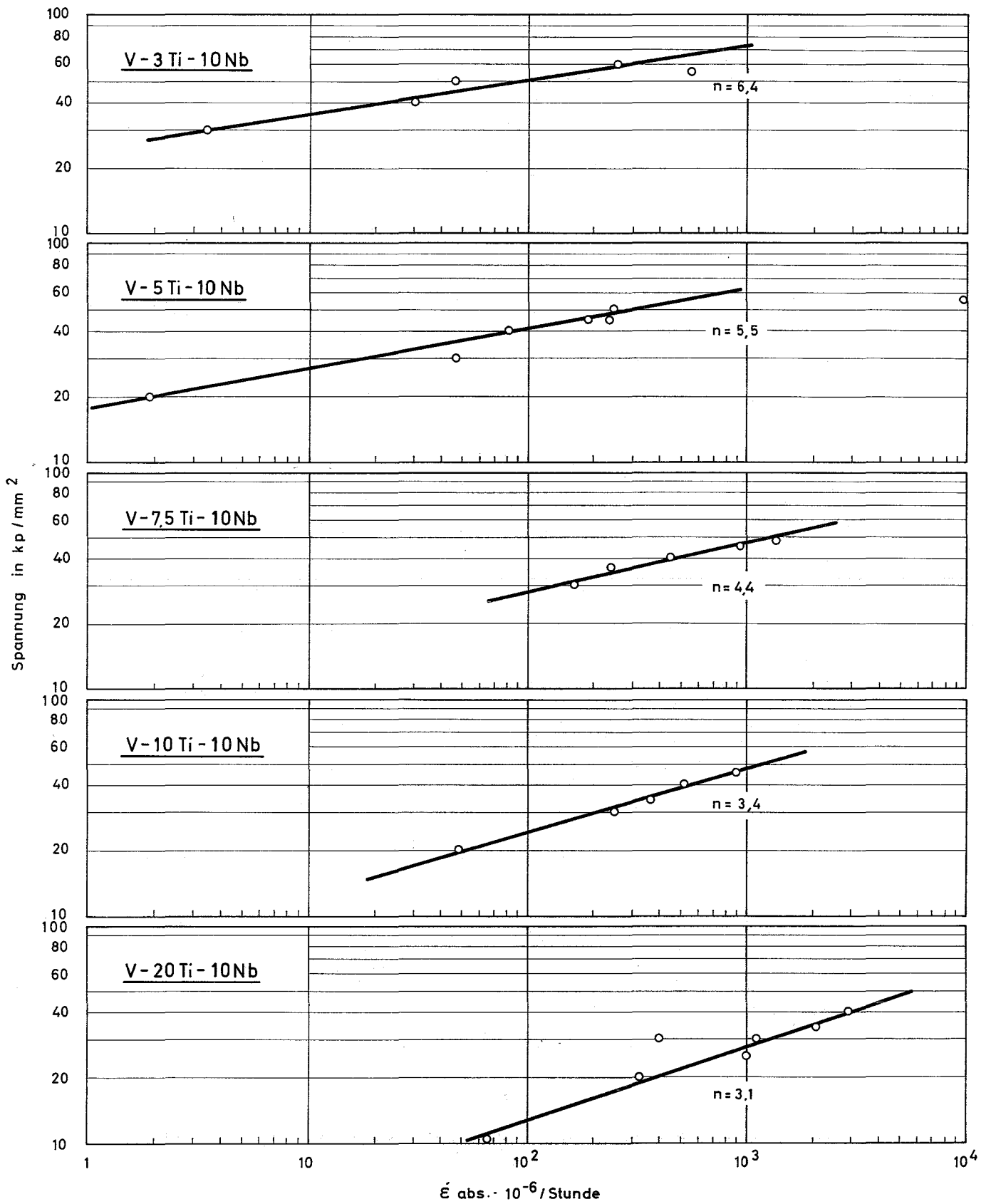


Bild 21 : Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Spannung bei 650°C
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr

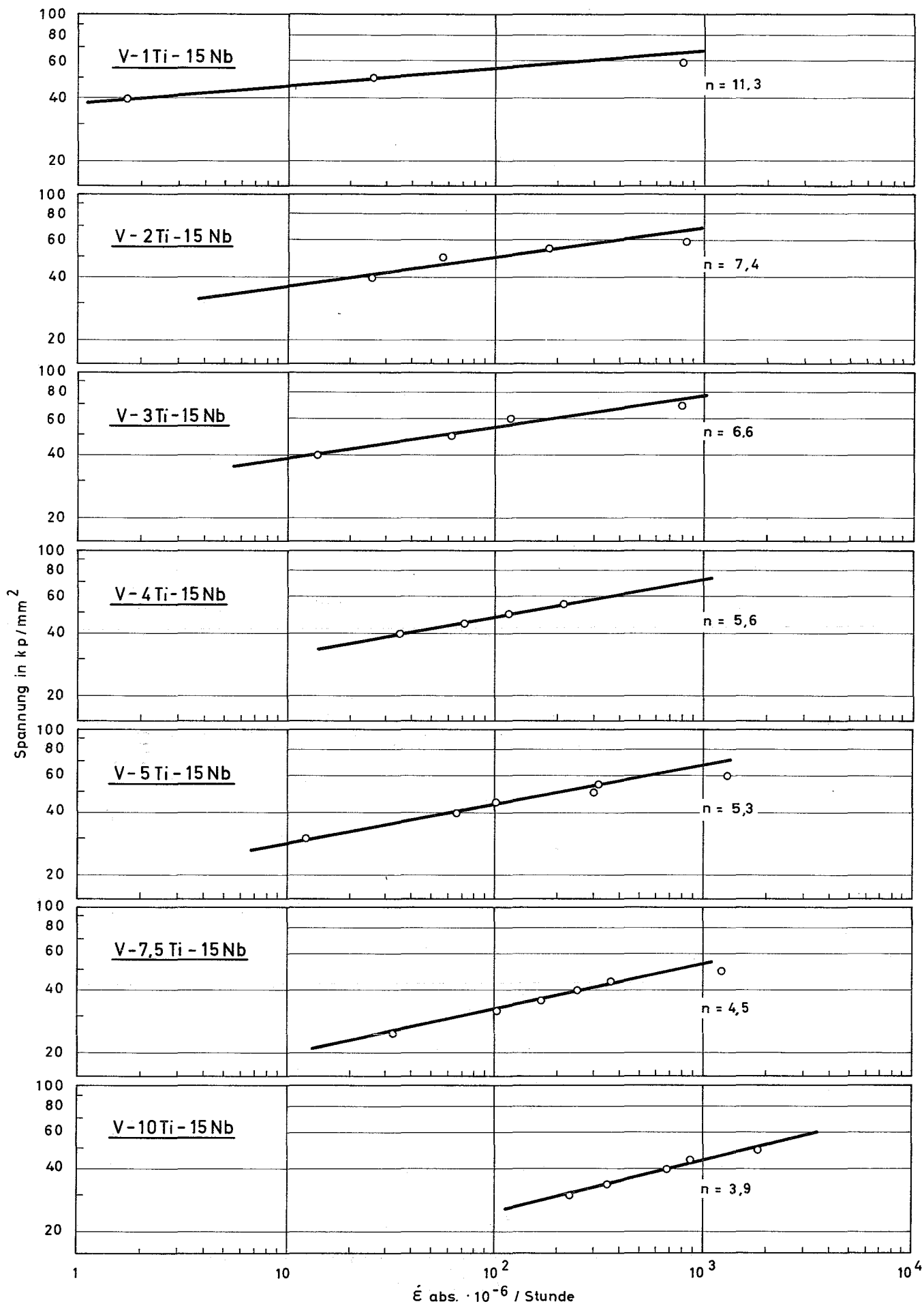


Bild 22 : Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Spannung bei 650°C
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr

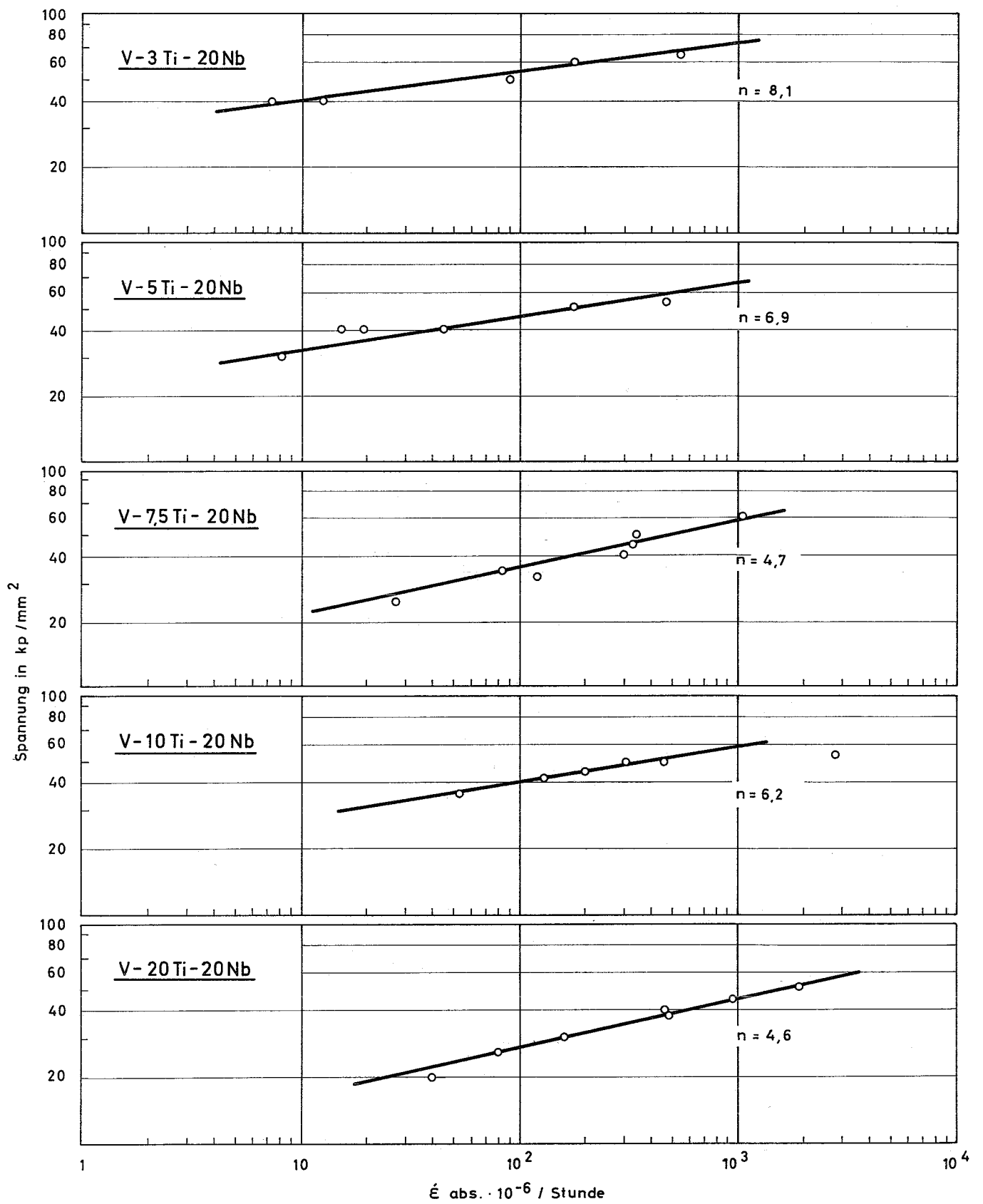


Bild 23 : Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit von der Spannung bei 650 °C
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr

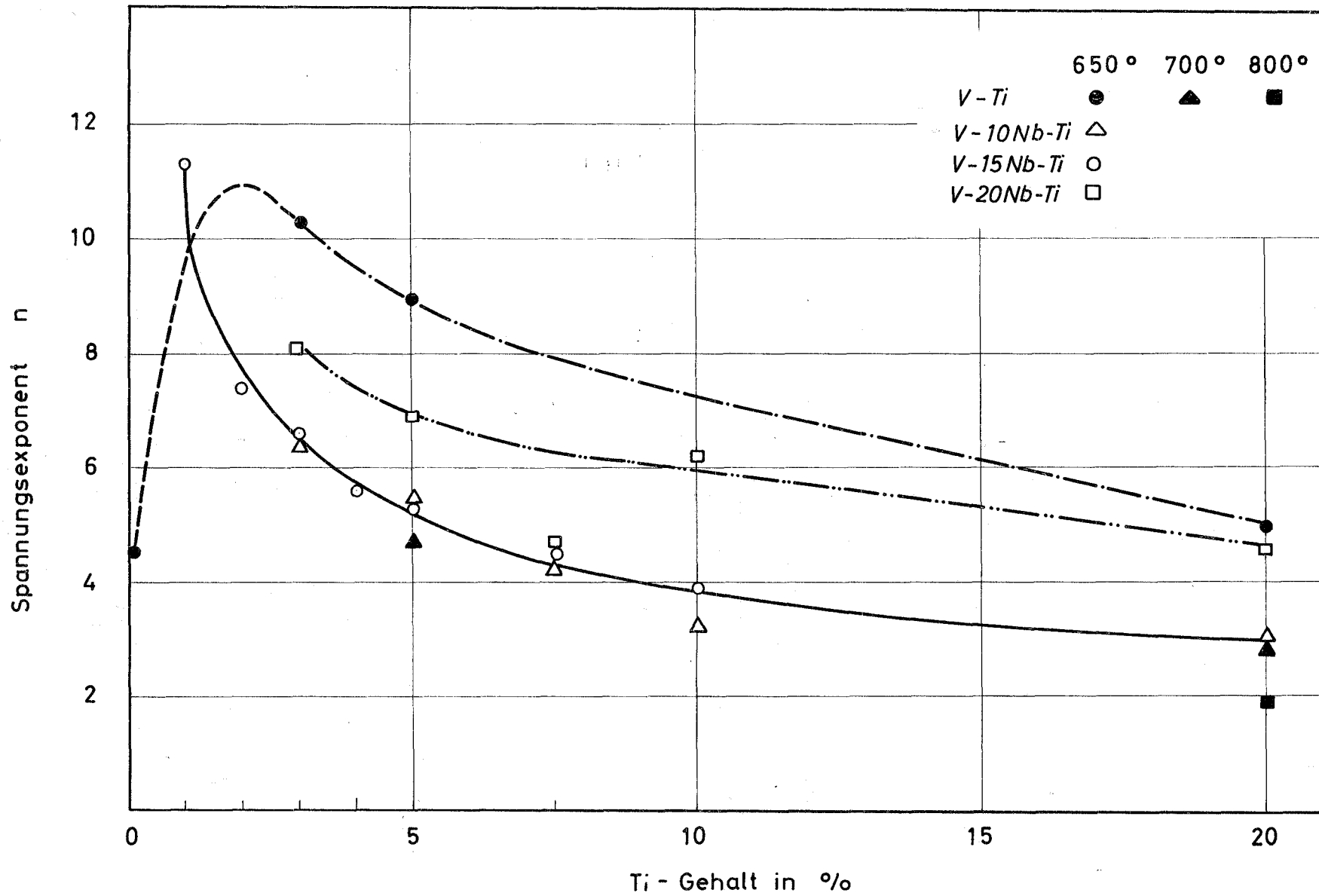


Bild 24 : Einfluß des Ti - Gehaltes auf den Spannungsexponenten binärer und ternärer Vanadin - Legierungen

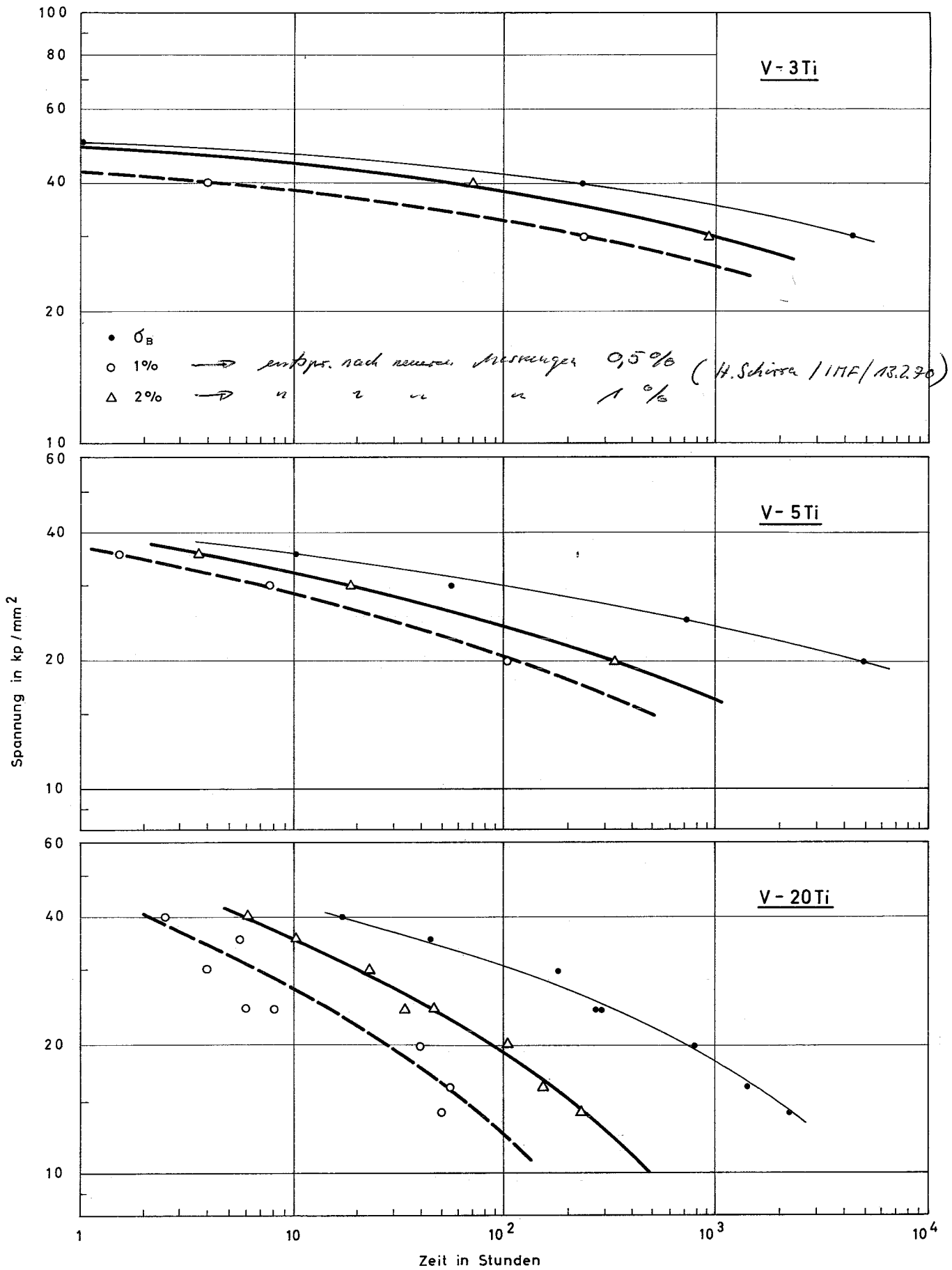


Bild 25 : Zeit - Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Spannung $T = 650\text{ °C}$
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr

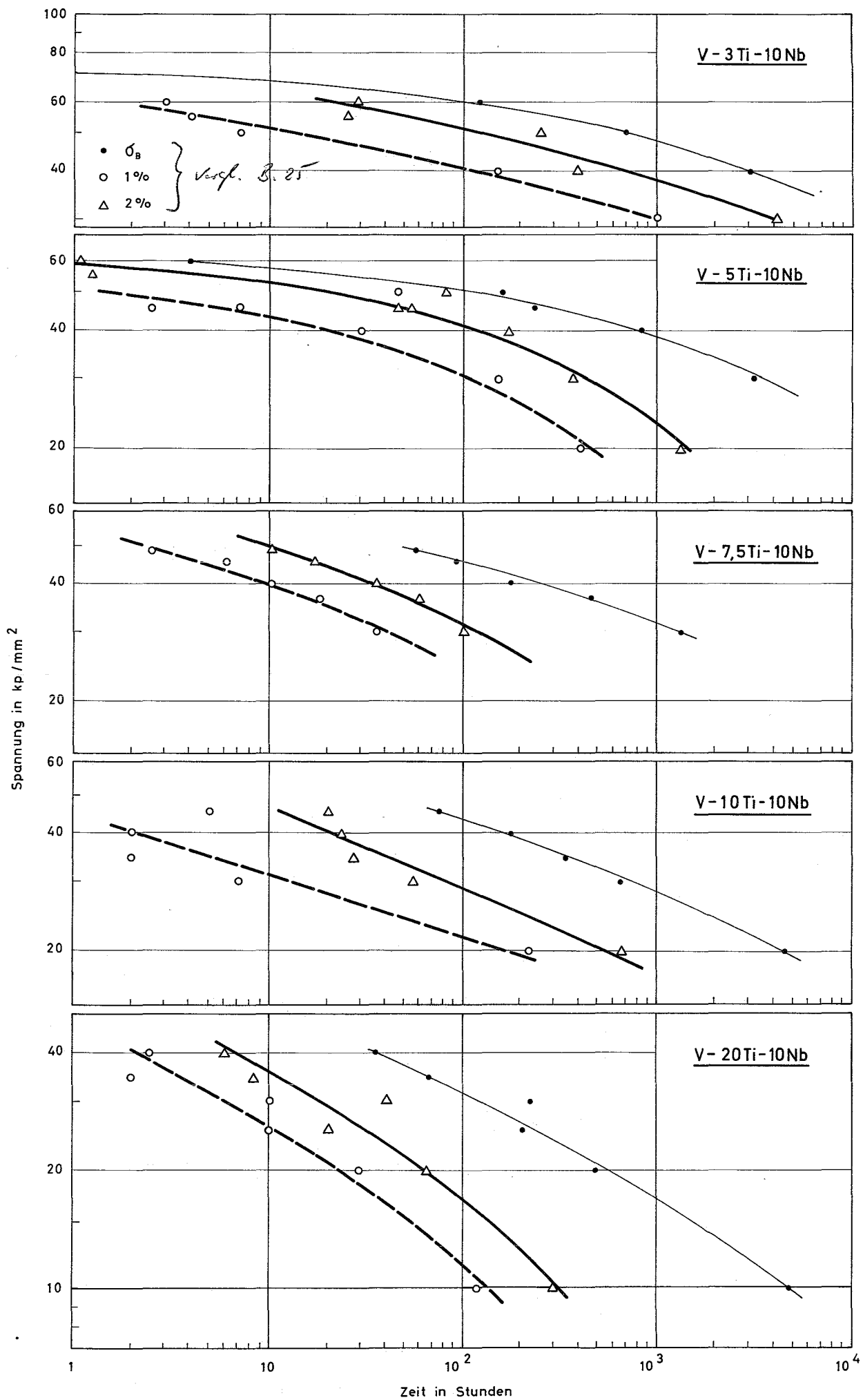


Bild 26 : Zeit - Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Spannung $T = 650^\circ\text{C}$
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ Torr}$

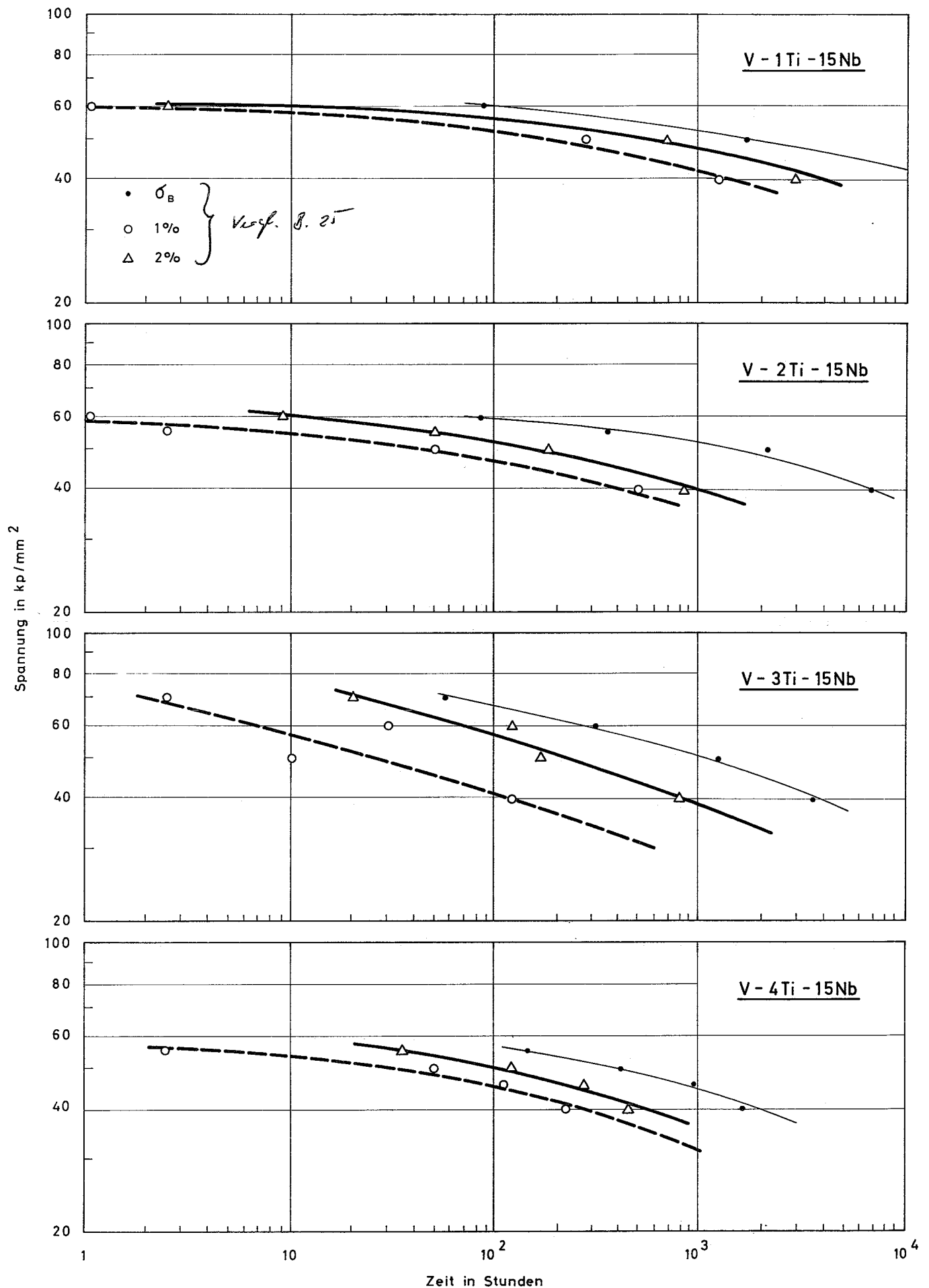


Bild 27 : Zeit - Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Spannung $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ Torr}$

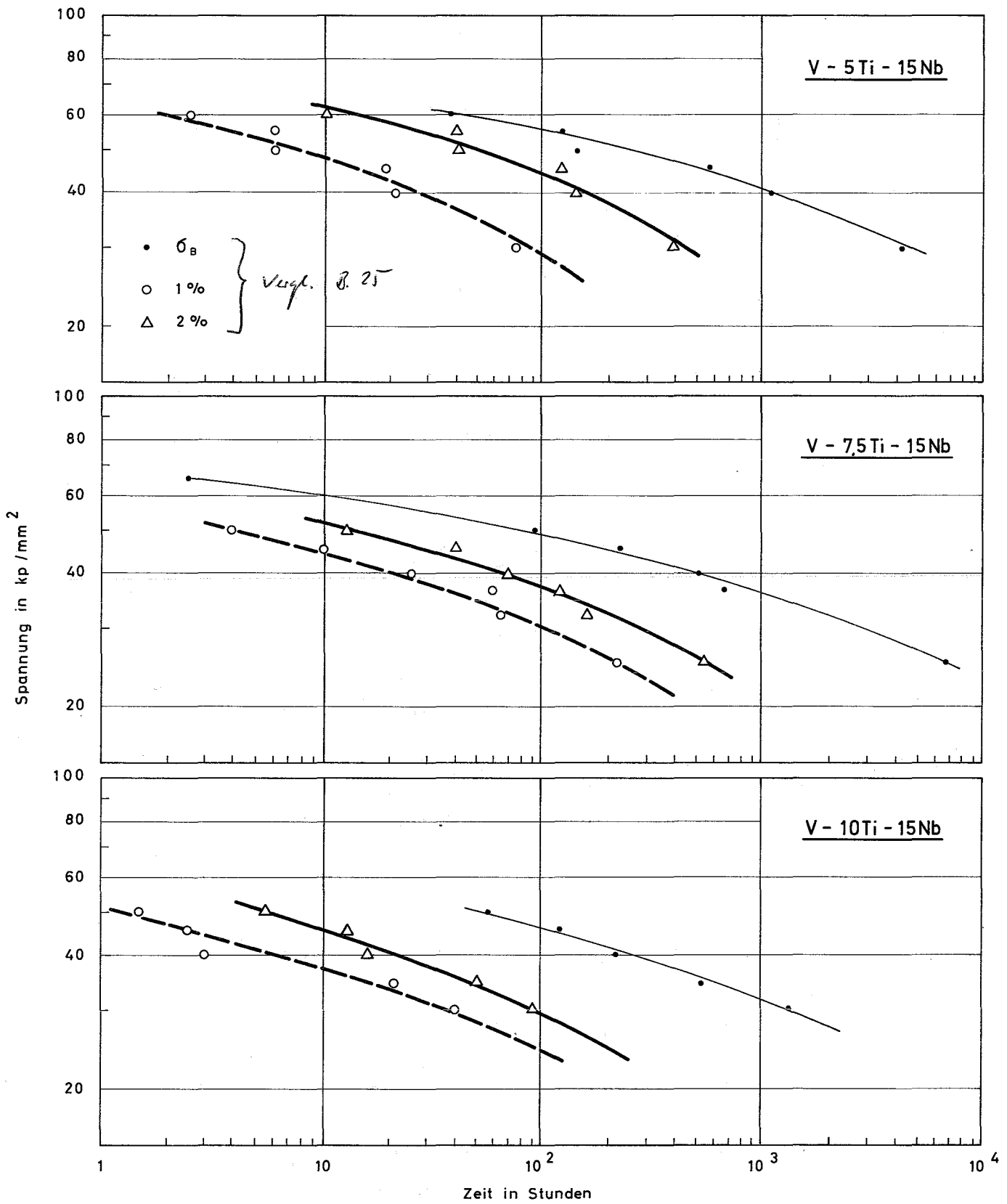


Bild 28 : Zeit - Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Spannung $T = 650^\circ\text{C}$
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Torr

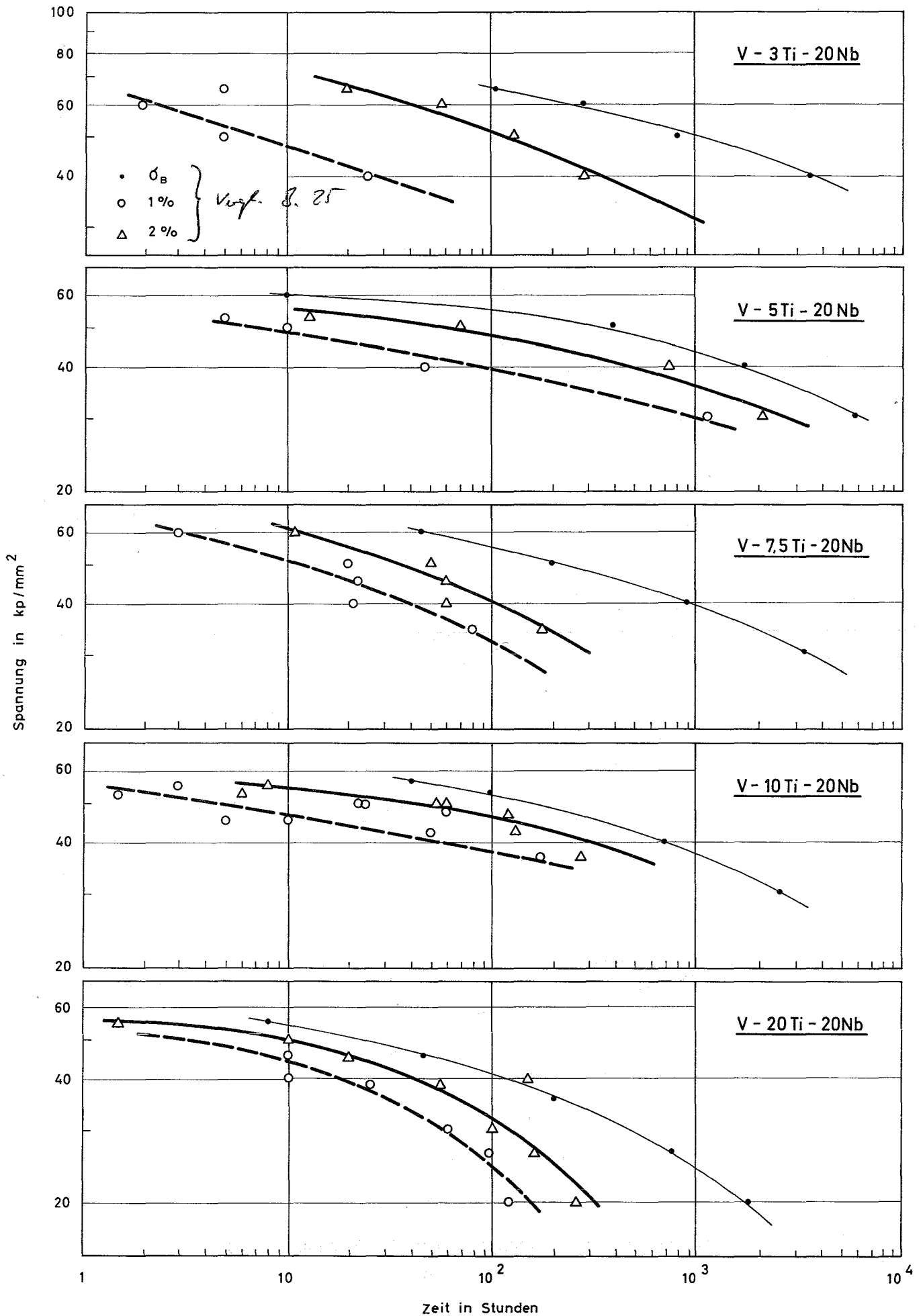


Bild 29 : Zeit - Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Spannung $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$
 $P \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ Torr}$

T = 650 °C
P ≈ 1 · 10⁻⁵ Torr

$\frac{\sigma_{2\% / 1000h}}{\sigma_B / 1000h}$ $\frac{\sigma_{2\% / 1000h}}{\sigma_B / 1000h}$

- V - Ti
- ▼ V - Ti - 10Nb
- V - Ti - 15Nb
- ▲ V - Ti - 20Nb
- V - Ti
- ▽ V - Ti - 10Nb
- V - Ti - 15Nb
- △ V - Ti - 20Nb

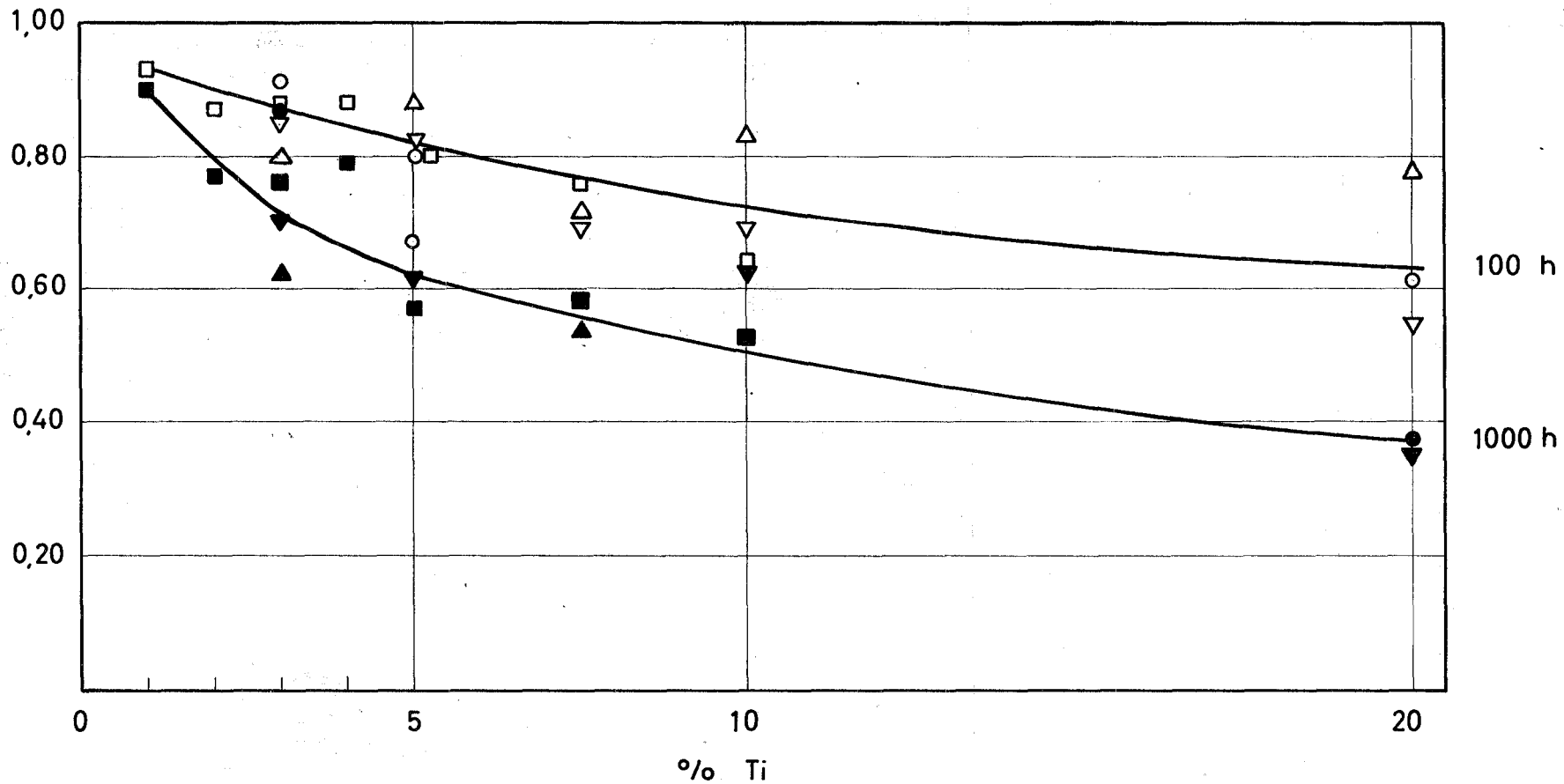


Bild 30: Verhältnis Zeitdehngrenze zu Zeitstandfestigkeit in Abhängigkeit vom Ti - Gehalt für 2 % Dehnung bei 100^h bzw. 1000^h Standzeit

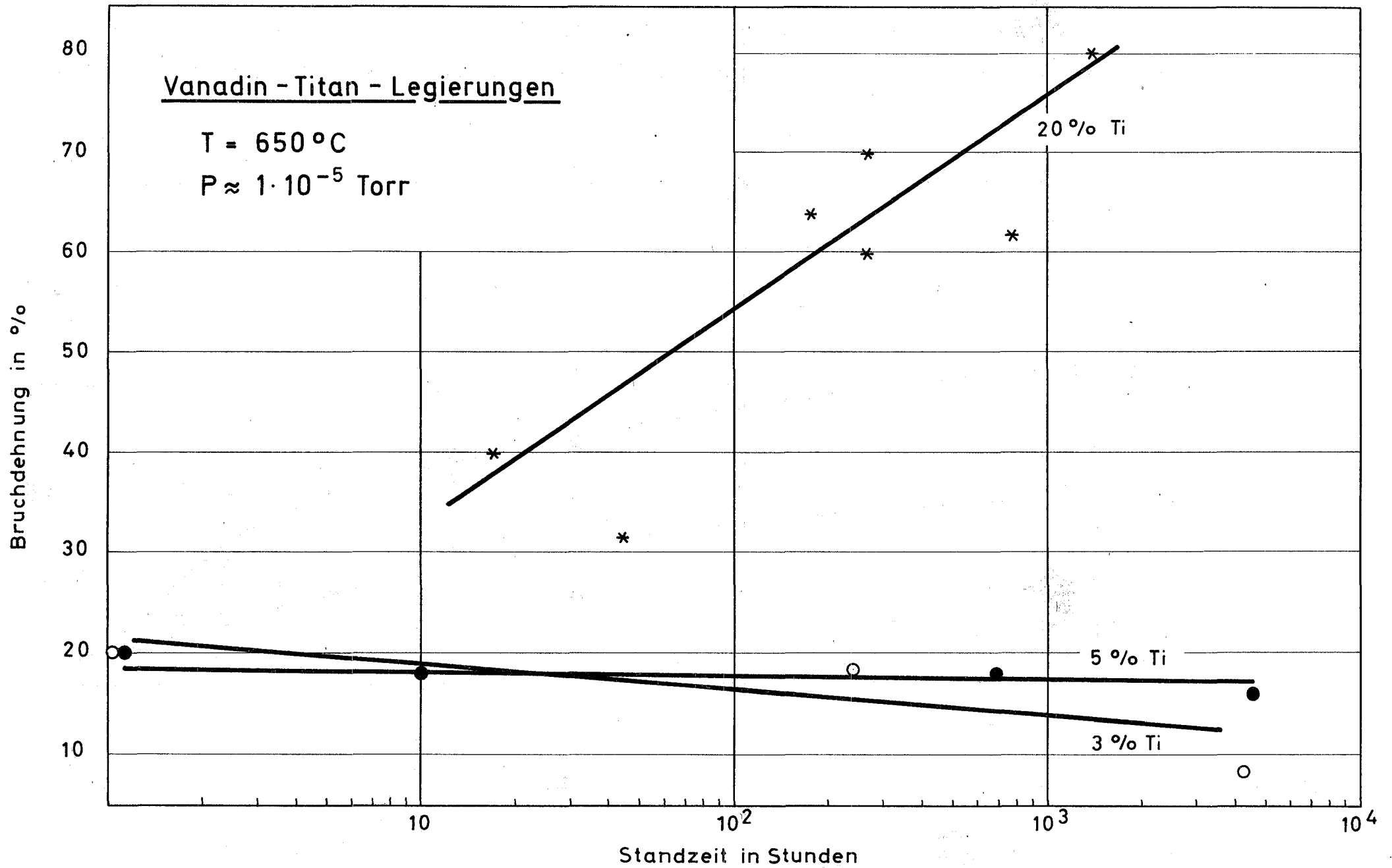


Bild 31 : Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit bei verschiedenen Ti - Gehalten

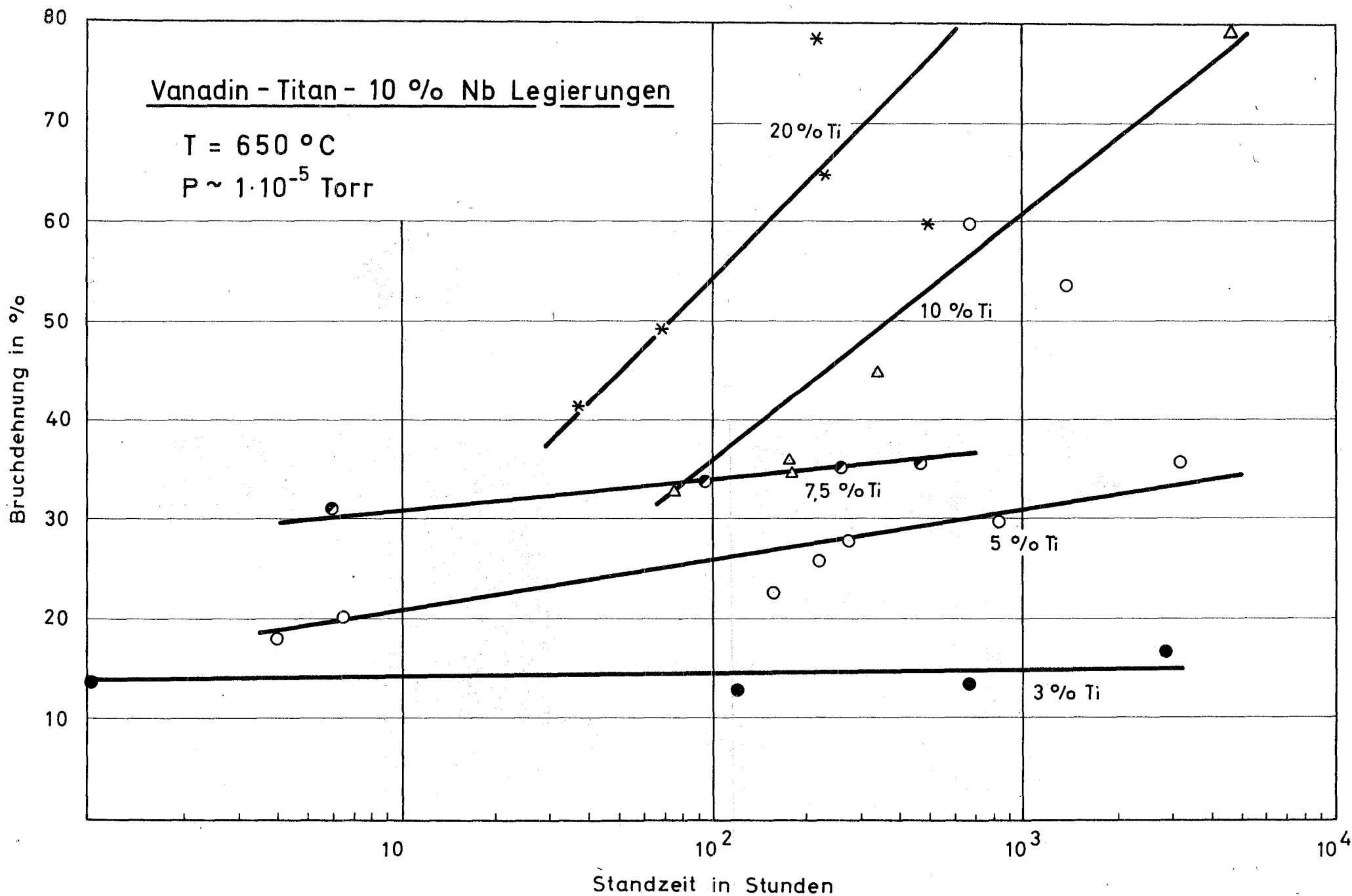
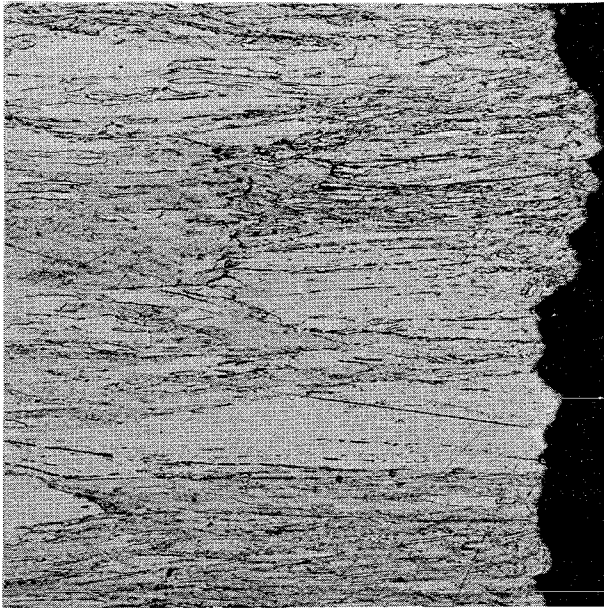


Bild 32: Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit bei verschiedenen Ti-Gehalten

Bruchgefüge
=====



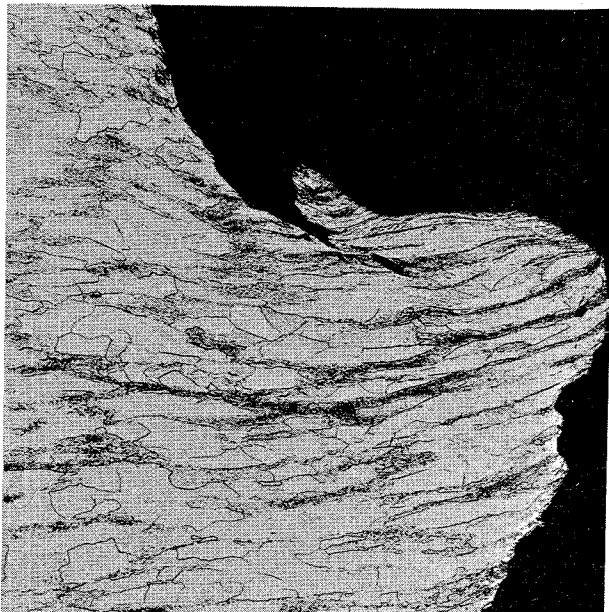
V-2Ti-15Nb

T = 650°

$\sigma = 40 \text{ kp/mm}^2$

$t_B = 6328 \text{ Std.}$

HV₃₀ = 227-235



V-5Ti

T = 700°C

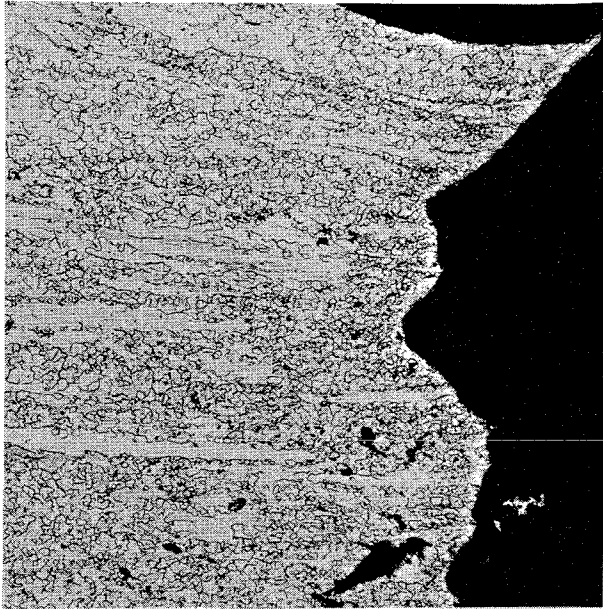
$\sigma = 10 \text{ kp/mm}^2$

$t_B = 6630 \text{ Std.}$

HV₃₀ = 138-145

Bruchgefüge

=====



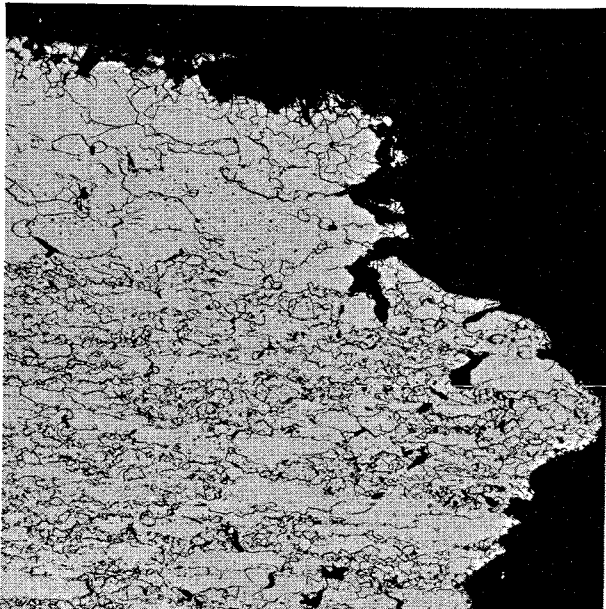
V-3Ti-20Nb

T = 850°

$\sigma = 6 \text{ kp/mm}^2$

$t_B = 2078 \text{ Std.}$

HV₃₀ = 215-244



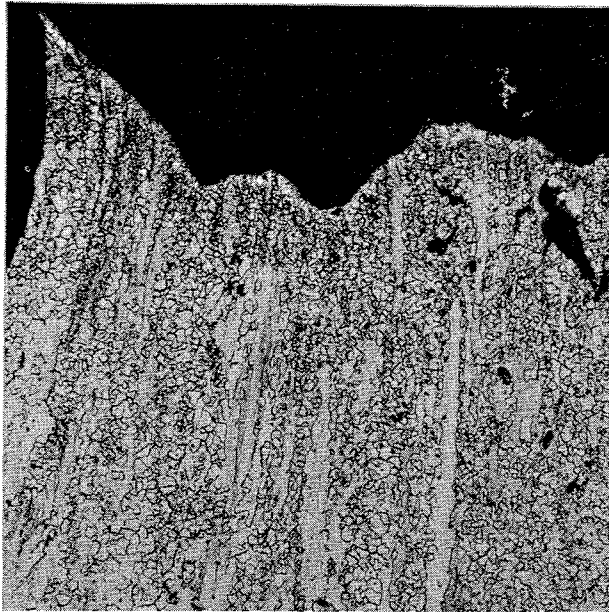
V-3Ti-15Nb

T = 920°

$\sigma = 4 \text{ kp/mm}^2$

$t_B = 188 \text{ Std.}$

HV₃₀ = 194-198



V-3Ti-20Nb

$T = 850^{\circ}\text{C}$

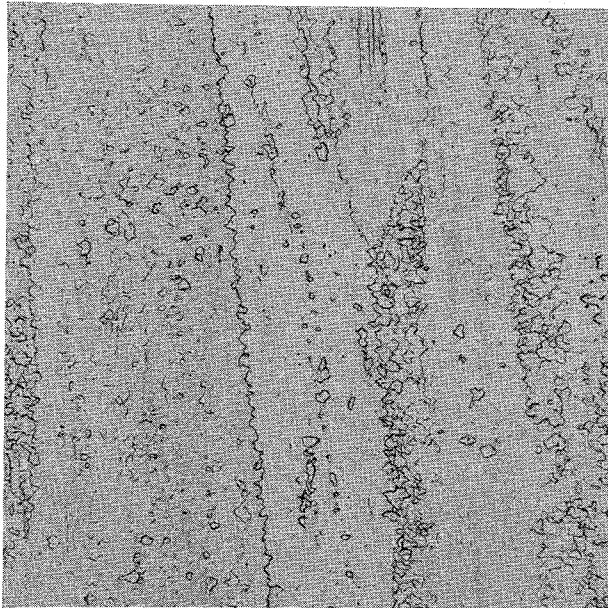
$\sigma = 6 \text{ kp/mm}^2$

$t_B = 2078 \text{ Std.}$

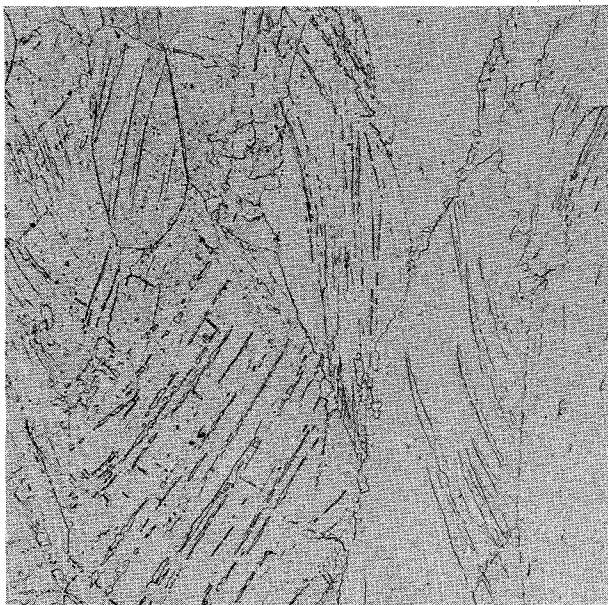
$\delta_{sd} = 123\%$

Bruchzone

$HV_{30} = 215-244$



Meßlänge



Kopf

$HV_{30} = 210-224$

x 100

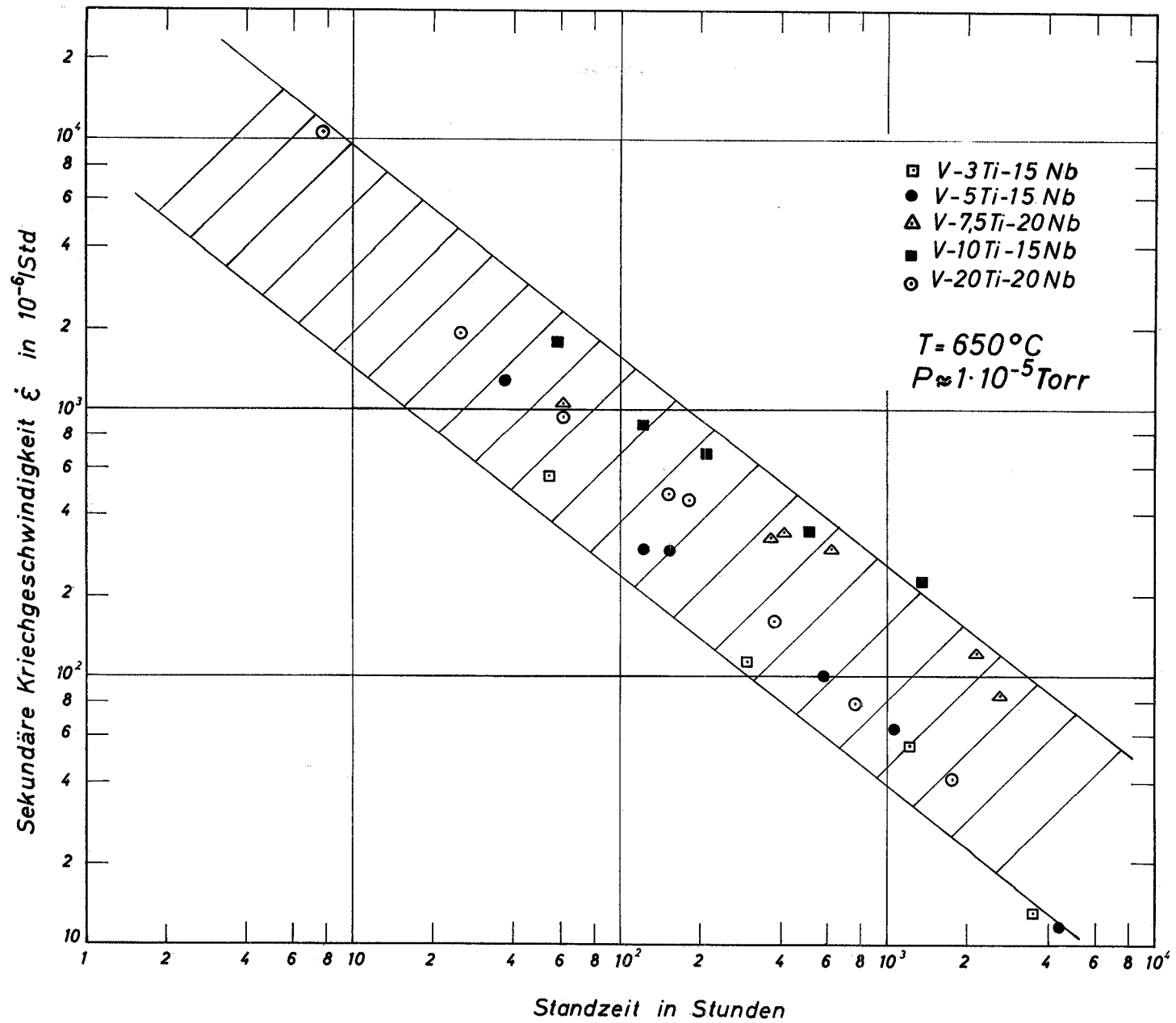


Bild 36: Sekundäre Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Standzeit