

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM**

**KARLSRUHE**

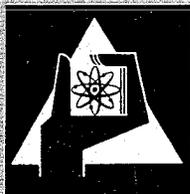
Dezember 1966

KFK 524

Institut für Material- und Festkörperforschung

Über das Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze in  
Vanadin-Legierungen

H. Böhm, F. Mir



**GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.**  
**KARLSRUHE**



## ÜBER DAS AUFTRETEN EINER AUSGEPRÄGTEN STRECKGRENZE IN VANADIN-LEGIERUNGEN\*

H. BÖHM UND F. MIR

*Institut für Material- und Festkörperforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, Karlsruhe (Deutschland)*

(Eingegangen am 14. Mai 1966)

---

### ZUSAMMENFASSUNG

An binären V-Ti- und ternären V-Ti-Nb-Legierungen wurde das Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze in Abhängigkeit von der Zusammensetzung, sowie von der Verformungstemperatur und Verformungsgeschwindigkeit (letzteres nur an ternären Legierungen) ermittelt.

In den binären V-Ti-Legierungen beobachtet man bei 10 und 20% Titan eine deutlich ausgeprägte Streckgrenze, während sie bei 3% Titan fehlt und sich bei 5% Titan durch eine stark verringerte Verfestigung andeutet.

Die ternären Legierungen mit 5-20% Titan und 20% Niob weisen alle eine ausgeprägte Streckgrenze auf.

Die Kinetik der Reckalterung lässt sich gut mit dem Ansatz von COTTRELL UND BILBY beschreiben und weist damit auf einen COTTRELL'-schen Mechanismus für die Streckgrenze hin. Die aus Reckalterungsversuchen ermittelte Aktivierungsenergie wurde zu 23.7 kcal/gMol für V-10Ti-20Nb bzw. 21.7 kcal/gMol für V-20Ti-20Nb bestimmt, was der Sauerstoff- bzw. Kohlenstoffdiffusion entsprechen dürfte. Die Ergebnisse über den Einfluss des Titan-Gehaltes auf das Auftreten einer Streckgrenze werden unter der Annahme eines Cottrell'schen Streckgrenzenmechanismus diskutiert.

Es wird gezeigt, dass das Ausbleiben einer ausgeprägten Streckgrenze bei hohen Temperaturen (750-850°C) und niedrigen Dehngeschwindigkeiten (0.02-0.2/min) quantitativ befriedigend erklärt werden kann, wenn man davon ausgeht, dass zum Auftreten einer Streckgrenze die Dehngeschwindigkeit  $> \approx D \cdot \rho$  sein muss, wobei  $D$  der Diffusionskoeffizient und  $\rho$  die Versetzungsdichte sind.

### SUMMARY

The influence of the Ti content, temperature and strain rate on the appearance of a yield point in V alloys was studied. In binary V-Ti alloys a yield point is observed

\* Diese Arbeit wurde im Rahmen der Assoziation zwischen der Europäischen Atomgemeinschaft und der Gesellschaft für Kernforschung mbH, Karlsruhe, auf dem Gebiet der Schnellen Reaktoren durchgeführt.

at a Ti content of more than 5%. All ternary V-Ti-Nb alloys with 5–20% Ti and 20% Nb show a yield point.

The kinetics of strain ageing can be described in terms of a mechanism proposed by COTTRELL AND BILBY. The activation energy for strain ageing determined by a return-of-yield point method was found to be 23.7 kcal/mole in V-10Ti-20Nb and 21.7 kcal/mole in V-20Ti-20Nb, suggesting oxygen or carbon diffusion.

The influence of titanium content on the yield point is discussed. It is shown that the disappearance of the yield point at high temperatures (750–850°C) and low strain rates (0.02–0.2/min) can be explained on the assumption that the strain rate  $\dot{\epsilon}$  must exceed the value of  $D \cdot \rho$ , where  $D$  is the diffusion coefficient and  $\rho$  the dislocation density.

---

#### EINLEITUNG

Das Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze in unlegiertem Vanadin wurde bereits in einigen Arbeiten behandelt<sup>1–3</sup>. Danach sind, wie auch bei zahlreichen anderen Metallen, die interstitiell gelösten Elemente Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff durch Blockierung der Versetzungen für die Streckgrenze verantwortlich. So ermittelten BRADFORD UND CARLTON<sup>1</sup> über Reckalterungsversuche die Aktivierungsenergie für das Wiederauftreten der Streckgrenze an Vanadin zu 27.7 kcal/gMol, was mit den Werten für die Sauerstoff- bzw. Kohlenstoffdiffusion gut übereinstimmt. An N<sub>2</sub>-haltigem Rein-Vanadium ermittelten THOMSON UND CARLTON<sup>2</sup> in gleicher Weise für das Auftreten der Streckgrenze eine Aktivierungsenergie von 36.2 kcal/gMol, die der Stickstoffdiffusion entspricht. Bestimmungen der Aktivierungsenergie der Sauerstoff- und Stickstoffdiffusion wurden von POWERS<sup>4</sup> durchgeführt, der Werte von 28.6 bzw. 34.1 kcal/gMol ermittelte. STANLEY UND WERT<sup>5</sup> bestätigten diese Ergebnisse.

Über das Streckgrenzenverhalten von Vanadin-Legierungen lagen bisher keine Untersuchungen vor. Bei der Prüfung der mechanischen Eigenschaften binärer V-Ti- und ternärer V-Ti-Nb-Legierungen zeigte sich, dass viele dieser Legierungen eine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen, was den Anstoß zu der vorliegenden Untersuchung gab, in der neben der Aktivierungsenergie für die Reckalterung auch die Temperaturabhängigkeit des Auftretens der Streckgrenze sowie der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit ermittelt wurde.

#### VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

Die Untersuchungen wurden an binären V-Ti-Legierungen mit 3, 5 und 20% Ti sowie ternären V-Ti-Nb-Legierungen mit 5, 10 und 20% Ti sowie 20% Nb durchgeführt, die bei der Metallgesellschaft AG im Lichtbogenofen erschmolzen wurden. Der Gehalt an den interstitiellen Verunreinigungen Sauerstoff, Kohlenstoff und Stickstoff war bei allen Legierungen etwa gleich und betrug: 1000 p.p.m. O<sub>2</sub>, 700 p.p.m. C und 450 p.p.m. N<sub>2</sub>.

Die Versuche zur Bestimmung der Aktivierungsenergie erfolgten an Drahtproben von 1.5 mm  $\varnothing$ , die nach dem Fertigwalzen 2 Stunden bei 1000°C im Vakuum geglüht wurden. Auf einer elektronischen Zerreißmaschine wurden die Proben bei Raumtemperatur mit einer konstanten Verformungsgeschwindigkeit von 0.2/min bis

knapp über die untere Streckgrenze gedehnt und dann entlastet. Zur erneuten Einstellung der Streckgrenze wurden die Proben anschliessend bei Temperaturen zwischen 450 und 625°C unter Argon ausgelagert. Im nachfolgenden Zugversuch wurde die relative Differenz zwischen oberer und unterer Streckgrenze in Abhängigkeit von Auslagerungstemperatur und Auslagerungsdauer bestimmt.

Die Versuche zur Ermittlung des Einflusses der Verformungstemperatur und -geschwindigkeit wurden an Gewindekopfproben (3 mm  $\varnothing$ ) der Legierung V-5Ti-20Nb durchgeführt, wobei die Temperaturen zwischen 550 und 950°C und die Verformungsgeschwindigkeit zwischen 0.02/min und 2.0/min verändert wurden. Die Zugversuche, bei denen die Dehnung mit induktiven Wegaufnehmern gemessen wurde, erfolgten unter einer Argon-Atmosphäre.

#### VERSUCHSERGEBNISSE

Bei der Prüfung binärer V-Ti-Legierungen zeigte sich, dass ein deutlicher Einfluss des Ti-Gehaltes auf das Auftreten einer Streckgrenze besteht. Während bei 3% Ti keine ausgeprägte Streckgrenze beobachtet wird, deutet sie sich bei 5% Ti durch eine sehr starke Abnahme der Verfestigung bereits an und ist bei höheren Ti-Gehalten deutlich ausgeprägt, wobei die Dehnung im Bereich der Streckgrenze (bis zum Wiederanstieg der Spannung) bei Legierungen mit 10 und 20% Titan etwa 1.4% beträgt.

Die ternären V-Ti-Nb-Legierungen mit 20% Nb und 5, 10 bzw. 20% Ti zeigen alle eine ausgeprägte Streckgrenze, ihre Streckgrenzendehnung lässt keinen Einfluss des Ti-Gehaltes erkennen, ist jedoch mit 0.8 bis 1% niedriger als bei V-10Ti bzw. V-20Ti.

Geht man davon aus, dass die ausgeprägte Streckgrenze im vorliegenden Fall durch die Ansammlung von interstitiell gelösten Elementen um die Versetzungen hervorgerufen wird (obere Streckgrenze entspricht der Spannung, die erforderlich ist, um die Versetzungen von der Wolke der gelösten Atome loszureissen), so ist das Wiederauftreten der Streckgrenze nach Verformung und anschliessender Auslagerung auf die Diffusion interstitiell gelöster Atome zu den Versetzungen zurückzuführen. Nach COTTRELL UND BILBY<sup>6</sup> ist in diesem Fall die Zahl  $n_t$  der in der Zeit  $t$  zu einer Stufenversetzung der Einheitslänge diffundierten gelösten Atome gegeben durch

$$n_t = n_0 \cdot 3 \left(\frac{\pi t}{2}\right)^{\frac{3}{2}} \cdot \left(\frac{ADt}{k \cdot T}\right)^{\frac{3}{2}}$$

wobei  $n_0$  die Zahl der gelösten Atome pro Einheitsvolumen und  $D$  ihren Diffusionskoeffizienten angibt.  $A$  ist ein Parameter, der die Gitterverzerrungen durch die gelösten Atome berücksichtigt. BOLLING<sup>7</sup> hat gezeigt, dass  $\Delta\sigma/\sigma_s$  proportional  $n_t$  ist, wobei  $\sigma_s$  die Streckgrenze und  $\Delta\sigma$  die sich nach der Auslagerungszeit  $t$  eingestellte Differenz zwischen oberer und unterer Streckgrenze sind. Wie man aus Abb. 1 und 2 entnehmen kann, in denen die entsprechenden Werte mit der Auslagerungstemperatur als Parameter wiedergegeben sind, ist die sich aus dem obigen Ansatz ergebende Linearität zwischen  $\Delta\sigma/\sigma_s$  und  $t^{\frac{3}{2}}$  befriedigend erfüllt, so dass das genannte Modell als zutreffend angesehen werden kann.

Da die Zeit  $t$  zum Erreichen eines bestimmten  $\Delta\sigma/\sigma_s$ -Wertes über eine Arrhenius-Gleichung von der Temperatur abhängt, lässt sich aus den in Abb. 1 und 2 wiedergege-

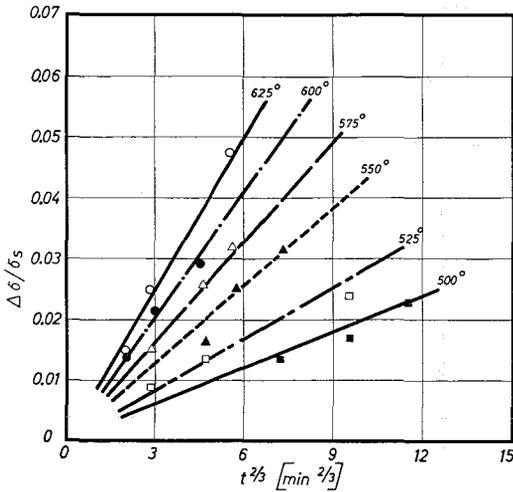


Abb. 1. Ausbildung der Streckgrenze bei V-10Ti-20Nb in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer für verschiedene Auslagerungstemperaturen.

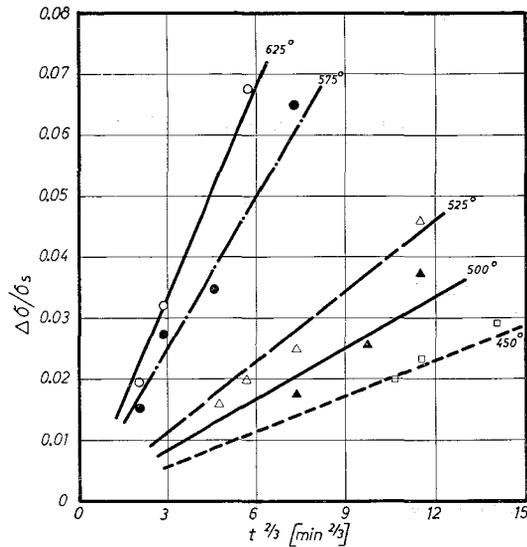


Abb. 2. Ausbildung der Streckgrenze bei V-20Ti-20Nb in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer für verschiedene Auslagerungstemperaturen.

benen Werten die Aktivierungsenergie des zugehörigen Diffusionsvorganges bestimmen. In Abb. 3 sind die zur Einstellung eines  $\Delta\sigma/\sigma_s$ -Wertes von 0.02 notwendigen Zeiten  $t$  logarithmisch gegen  $1/T$  aufgetragen. Die Aktivierungsenergie des zur Ausbildung der Streckgrenze führenden Diffusionsvorganges errechnet sich daraus zu 23.7 kcal/gMol für die Legierung V-10Ti-20Nb und zu 21.7 kcal/gMol für V-20Ti-20Nb.

In weiteren Versuchen wurde der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit und der Verformungstemperatur auf die Ausbildung der Streckgrenze untersucht. Abbildung 4 gibt die Spannungs-Dehnungsdiagramme der Legierung V-5Ti-20Nb für verschiedene Verformungsgeschwindigkeiten bei 750° wieder. Wie man sieht, liegt

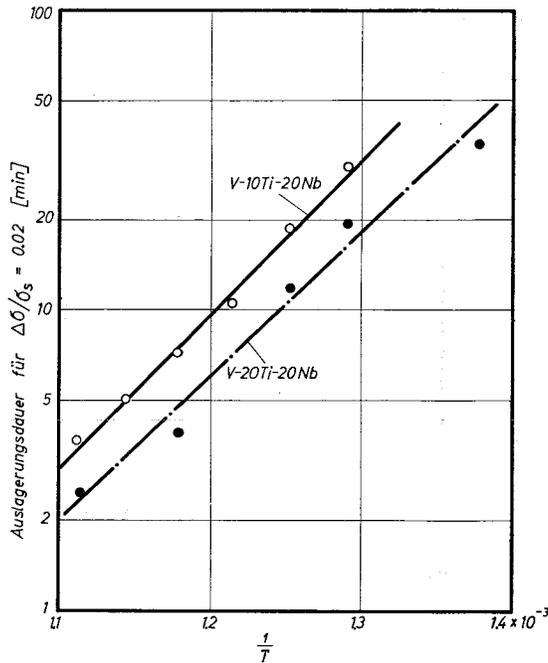


Abb. 3. Auslagerungsdauer zum Erreichen von  $\Delta\sigma/\sigma = 0.02$  in Abhängigkeit von der Temperatur

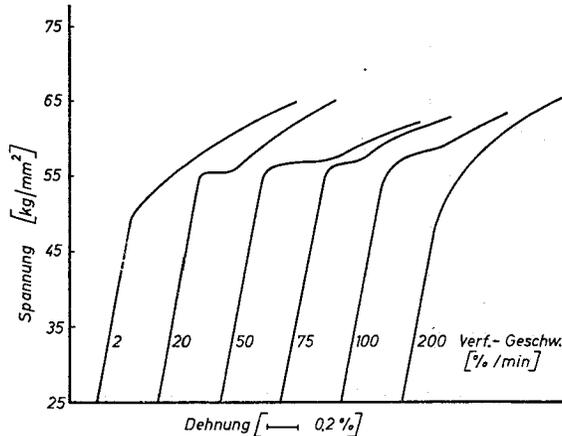


Abb. 4. Spannungs-Dehnungs-Diagramme von V-5Ti-20Nb bei 750°C und verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten.

weder bei der kleinsten Geschwindigkeit von 0.02/min noch bei der grössten von 2.0/min eine ausgeprägte Streckgrenze vor, sie tritt auf bei Verformungsgeschwindigkeiten zwischen 0.2 und 1.0/min. Es ist nicht eindeutig zu entscheiden, ob das Fehlen einer ausgeprägten Streckgrenze bei sehr hohen Verformungsgeschwindigkeiten reell ist, oder auf Grund der Trägheit der Zerreißmaschine nur vorgetäuscht wird.

Der Einfluss der Versuchstemperatur auf die Ausbildung der Streckgrenze bei einer konstanten Verformungsgeschwindigkeit von 0.2/min ist aus Abb. 5 zu entneh-

men, in dem die Spannungs-Dehnungs-Diagramme für Temperaturen bis 950°C wiedergegeben sind.

Mit steigender Temperatur ist die Streckgrenze immer schwächer ausgeprägt (besonders deutlich erkennbar an der abnehmenden Dehnung im Bereich der Streckgrenze (Abb. 6) bis bei Temperaturen oberhalb 850°C keine ausgeprägte Streckgrenze mehr vorliegt).

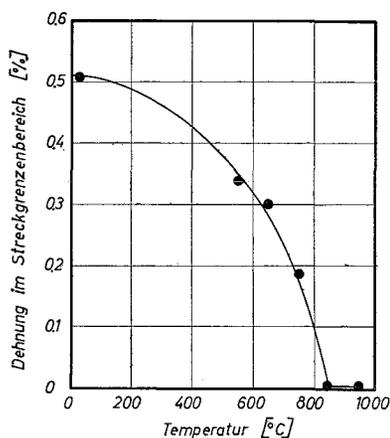
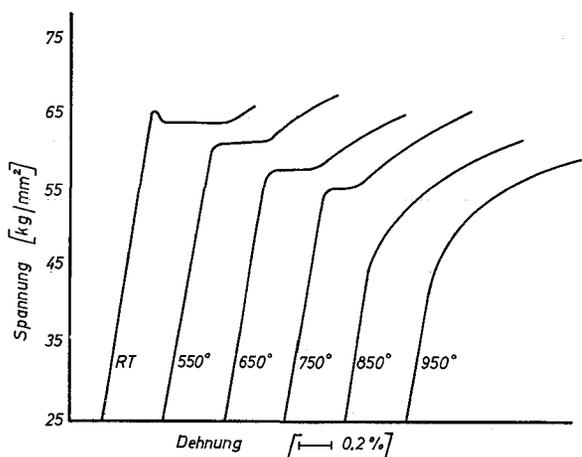


Abb. 5. Spannungs-Dehnungs-Diagramme von V-5Ti-20Nb bei verschiedenen Temperaturen ( $\dot{\epsilon} = 0.2/\text{min}$ ).

Abb. 6. Abhängigkeit der Streckgrenzendehnung von der Temperatur bei V-5Ti-20Nb ( $\dot{\epsilon} = 0.2/\text{min}$ ).

Beim Vergleich der verschiedenen im Zugversuch ermittelten Größen zeigte sich eine auffallende Parallele zwischen dem Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze und der Einschnürung  $\psi$ , auf die kurz hingewiesen werden soll, obwohl sich über die eigentlichen Zusammenhänge noch nichts sagen lässt. Aus Abb. 7, in dem für V-5Ti-20Nb die Brucheinschnürung  $\psi$  und die Bruchdehnung  $\delta$  gegen die als Mass für die Ausbildung der Streckgrenze anzusehende Dehnung im Streckgrenzenbereich aufgetragen ist, erkennt man, dass die Einschnürung bei einer deutlichen ausgeprägten Streckgrenze konstant bei  $\approx 60\%$  liegt, mit schwächer werdender Streckgrenze abnimmt und bei Proben ohne ausgeprägte Streckgrenze auf 10-30% abfällt. Die Bruchdehnung  $\delta$  bleibt demgegenüber praktisch konstant. Bei den in Abb. 7 eingezeichneten Werten handelt es sich um die Ergebnisse der bei verschiedenen Temperaturen und Verformungsgeschwindigkeiten durchgeführten Messungen, so dass die beobachtete Abhängigkeit zwischen  $\epsilon_s$  und  $\psi$  kaum als zufällig angesehen werden kann.

DISKUSSION DER VERSUCHSERGEBNISSE

Die niedrigen Werte der Aktivierungsenergie sowie die gute Übereinstimmung der Reckalterungsergebnisse mit dem Ansatz von COTTRELL UND BILBY weisen daraufhin, dass interstitiell gelöste Atome als Ursache der Streckgrenze anzusehen sind und ein dem COTTRELL'schen Streckgrenzenmechanismus<sup>8</sup> entsprechender Vorgang

besteht. Weitgehend ausschliessen kann man damit die Streckgrenzenmechanismen, die auf Wechselwirkungen im Substitutionsmischkristall basieren, wie die von FISHER<sup>9</sup> angegebene Versetzungsblockierung über eine Nahordnung, die im vorliegenden Fall auf Grund der Titanabhängigkeit der Streckgrenzenausbildung als mögliche Ursache zunächst in Betracht gezogen werden müsste.

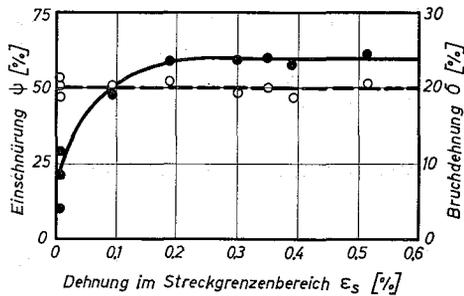


Abb. 7. Abhängigkeit der Einschnürung und Bruchdehnung von der Ausbildung der Streckgrenze bei V-5Ti-20Nb.

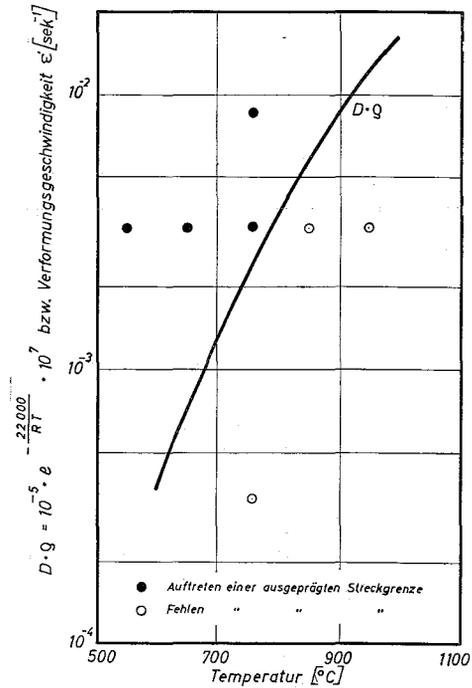


Abb. 8. Auftreten einer ausgeprägten Streckgrenze bei V-5Ti-20Nb in Abhängigkeit von der Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit.

Die starke Getterwirkung des Titans (Scavenger-effect) für Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff, die bis zur Bildung der entsprechenden Titanverbindungen als Ausscheidungen gehen kann, legt als Ursache der Streckgrenze weiterhin einen von JONES UND PHILIPPS<sup>10</sup> erörterten Mechanismus nahe, nämlich eine Versetzungsblockierung durch feine Ausscheidungen im Bereich der Versetzungen. Um das Wiederauftreten der Streckgrenze nach Glühungen bei 400 bis 600°C erklären zu können, müsste man annehmen, dass ein Auflösen und erneutes Ausscheiden der Hartstoffphasen an den Versetzungen erfolgt, was kaum möglich erscheint.

Diese Überlegungen sprechen somit auch für die Annahme, dass die ausgeprägte Streckgrenze in Vanadin-Legierungen auf dem COTTRELL'schen Streckgrenzenmechanismus beruht und damit die gleiche Ursache wie in Reinvanadin hat. Als verantwortliche Elemente für das Auftreten der Streckgrenze in den hier untersuchten

Legierungen sind auf Grund der gemessenen Aktivierungsenergien und der Gehalte an Verunreinigungen Sauerstoff und Kohlenstoff anzusehen.

Ein wesentlicher Unterschied in der Reckalterung bei Reinvanadin und V-Legierungen besteht darin, dass die zum Wiederauftreten der Streckgrenze erforderlichen Auslagerungstemperaturen bei den Legierungen wesentlich höher liegen als bei Reinvanadium. Das bedeutet, dass der  $D_0$ -Wert für die Sauerstoff- bzw. Kohlenstoffdiffusion durch die Legierungs-Elemente Titan und Niob (wobei Titan den stärksten Einfluss haben wird) entscheidend herabgesetzt wird, ohne dass die in Abb. 1 und 2 wiedergegebenen Ergebnisse an V-10Ti-20Nb und V-20Ti-20Nb eindeutige Aussagen über den Einfluss des unterschiedlichen Ti-Gehaltes zulassen. Da nicht bekannt ist, wie stark der Wert für  $A$  in der COTTRELL-BILBY-Beziehung durch die Legierungsbildung verändert wird, lässt sich durch Vergleich der für die Reckalterung erforderlichen Auslagerungstemperaturen die Erniedrigung von  $D_0$  nur abschätzen. Danach ergibt sich für die  $O_2$ - bzw. C-Diffusion in V-Ti-Nb-Legierungen der Ansatz  $D = 10^{-5} \cdot e^{-22,000/RT}$ , der auch mit den Ergebnissen von Mikrohärtmessungen über die  $O_2$ - Diffusion an den genannten Legierungen in guter Übereinstimmung steht.

Die beobachtete Abhängigkeit des Auftretens einer ausgeprägten Streckgrenze vom Ti-Gehalt ist bei der starken Getterwirkung des Titans für Sauerstoff und Kohlenstoff zunächst überraschend. Es war eher zu vermuten, dass eine auf dem COTTRELL-Mechanismus basierende Streckgrenze mit zunehmender Bindung der interstitiellen Elemente, d.h. mit steigendem Titan-Gehalt immer schwächer ausgebildet ist und schliesslich verschwindet. Wie die Ergebnisse zeigen, ist zwar bei Titan-Gehalten von 3 und 5% keine Streckgrenze vorhanden, bei höheren Titan -Gehalten ist sie jedoch wieder deutlich ausgeprägt. Zunächst lässt sich daraus entnehmen, dass die interstitiellen Elemente zumindest nicht vollständig als Oxyde bzw. Karbide abgebunden sind, sondern in erheblichem Masse noch in Lösung bleiben. Das Wiederauftreten einer Streckgrenze bei höheren Titan-Gehalten lässt sich folgendermassen erklären: Das Fehlen einer ausgeprägten Streckgrenze bei 3% Titan weist zunächst auf eine fast vollständige Abbindung des Sauerstoffs hin, wobei der Sauerstoff nicht als Oxyd vorzuliegen braucht, sondern unter Umständen als Segregation im Bereich der Titan-Atome. Die Bindungsenergie  $U$  zwischen Titan und Sauerstoff ist somit auf alle Fälle grösser als die zwischen Sauerstoff und Versetzungen im Vanadin. Nimmt man an, dass der Unterschied in den Bindungsenergien nicht sehr gross ist, so wird die Affinität zwischen Sauerstoff und Versetzungen die Sauerstoffverteilung mit beeinflussen. Bei statistischer Verteilung der Titan-Atome wird bei niedrigen Konzentrationen die Zahl der Titan-Atome an Versetzungen zu klein sein, um auf Grund der Affinität zwischen Sauerstoff und Versetzungen eine merkliche, zur ausgeprägten Streckgrenze führende Sauerstoff-Segregation an Versetzungen zu ermöglichen; die Sauerstoff-Atome werden relativ gleichmässig bei den Titan-Atomen im Gitter verteilt sein. Bei höheren Titan-Konzentrationen wird auch die Zahl der Titan-Atome im Bereich der Versetzungen grösser werden, so dass eine zur Bildung einer Streckgrenze ausreichende Segregation der Sauerstoff-Atome an Versetzungen möglich ist. Ob diese Erklärung zutreffend ist, müssen weitere Untersuchungen erst noch zeigen.

Der beobachtete Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf das Auftreten der Streckgrenze bei  $750^\circ$ , insbesondere das Fehlen einer ausgeprägten Streckgrenze bei der kleinsten Verformungsgeschwindigkeit von 0.2/min lässt sich gut mit einem von COTTRELL<sup>8</sup> stammenden Ansatz erklären. Danach wird keine ausgeprägte Streck-

grenze auftreten, wenn die Verformungsgeschwindigkeit so klein und die Diffusionsgeschwindigkeit der interstitiellen Elemente so gross ist, dass die Cottrell-Wolke mit der sich bewegenden Versetzung wandern kann.

Die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_c$ , die zum Losreissen der Versetzung aus der Wolke erforderlich ist, gibt COTTRELL mit

$$\dot{\epsilon}_c = b \cdot \rho \cdot v_c = \frac{4 \cdot D \cdot \rho \cdot b}{r}$$

an, wobei  $b$  der Burgers-Vektor der Versetzungen,  $v_c$  ihre kritische Geschwindigkeit zum Losreissen aus der Wolke,  $\rho$  die Versetzungsdichte,  $r$  der Radius der Cottrell-Wolke und  $D$  der Diffusionskoeffizient des gelösten Elementes sind. Da  $r \approx 4b$  sein wird, bzw. die Werte zumindest in der gleichen Grössenordnung liegen werden, lässt sich

$$\dot{\epsilon}_c \approx D \cdot \rho$$

setzen, d.h. wenn  $\dot{\epsilon} < D \cdot \rho$  ist, sollte keine ausgeprägte Streckgrenze auftreten, die Wolke der gelösten Atome kann mit der Versetzung wandern. Bei  $\dot{\epsilon} > D \cdot \rho$  wird ein Losreissen der Versetzungen und damit eine ausgeprägte Streckgrenze auftreten. Bei Raumtemperatur ist  $D$  meist so klein, dass die Verformungsgeschwindigkeit im Zugversuch praktisch immer grösser als  $\dot{\epsilon}_c$  ist, so dass man zu höheren Temperaturen gehen muss, um in den kritischen Bereich zu kommen.

Im Abb. 8 ist nun das Produkt  $D \cdot \rho$  in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen, wobei für  $D$  die bereits erwähnte Beziehung  $D = 10^{-5} e^{-22,000/RT}$  genommen wurde und die Versetzungsdichte  $\rho$  mit  $10^7/\text{cm}^2$  eingesetzt wurde, ein Wert, der nach Untersuchungen von EDDINGTON UND SMALLMAN<sup>11</sup> für weichgeglühtes Vanadin als recht sicher angesehen werden kann. In Abb. 8 sind zugleich die Ergebnisse der Messungen bei den entsprechenden Dehngeschwindigkeiten und Temperaturen eingetragen. Man sieht, dass tatsächlich bei den Versuchsbedingungen, die durch die unterhalb der Kurve liegenden Messpunkte gekennzeichnet sind und bei denen  $\dot{\epsilon}$  kleiner als  $D \cdot \rho$  ist, keine Streckgrenze auftritt, während bei  $\dot{\epsilon} > D \cdot \rho$  (Messpunkte oberhalb der Kurve) eine ausgeprägte Streckgrenze vorliegt. Aus der guten Übereinstimmung von experimentellem Ergebnis und theoretischer Abschätzung kann man schliessen, dass das Fehlen einer ausgeprägten Streckgrenze oberhalb 750° bzw. 850°C nicht etwa darauf zurückzuführen ist, dass die kritische Temperatur der Kondensation der interstitiellen Elemente an Versetzungen überschritten ist, sondern dass bei den vorgegebenen Dehngeschwindigkeiten oberhalb 750°–850°C eine Diffusion der kondensierten Atome mit der Versetzung möglich ist.

#### LITERATUR

- 1 S. A. BRADFORD UND O. N. CARLSON, *Trans. AIME*, 224 (1962) 738.
- 2 R. W. THOMSON UND O. N. CARLSON, *J. Less-Common Metals*, 7 (1964) 321.
- 3 J. W. EDDINGTON, T. C. LINDLEY UND R. E. SMALLMAN, *Acta Met.*, 12 (1964) 1025.
- 4 R. W. POWERS, *Acta Met.*, 2 (1954) 604.
- 5 J. J. STANLEY UND A. WERT, *Acta Met.*, 3 (1965) 107.
- 6 A. H. COTTRELL UND B. A. BILBY, *Proc. Phys. Soc. (London)*, A62 (1949) 69.
- 7 G. J. BOLLING, *Phil. Mag.*, 4 (1949) 537.
- 8 A. H. COTTRELL, *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Clarendon Press, Oxford, 1958, S. 133.
- 9 J. C. FISHER, *Acta Met.*, 2 (1954) 9.
- 10 R. B. JONES UND V. A. PHILIPPS, *Trans. Am. Soc. Metals.*, 53 (1961) 775.
- 11 J. W. EDDINGTON UND R. E. SMALLMAN, *Acta Met.*, 12 (1964) 1313.