

**Zeitschrift:** Schweizerische Bauzeitung  
**Herausgeber:** Verlags-AG der akademischen technischen Vereine  
**Band:** 89 (1971)  
**Heft:** 35

**Artikel:** Festigkeit im Lichte der heutigen Materialwissenschaft: Vortrag  
**Autor:** Epprecht, W.  
**DOI:** <https://doi.org/10.5169/seals-84972>

### **Nutzungsbedingungen**

Die ETH-Bibliothek ist die Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Zeitschriften und ist nicht verantwortlich für deren Inhalte. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern beziehungsweise den externen Rechteinhabern. [Siehe Rechtliche Hinweise.](#)

### **Conditions d'utilisation**

L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. [Voir Informations légales.](#)

### **Terms of use**

The ETH Library is the provider of the digitised journals. It does not own any copyrights to the journals and is not responsible for their content. The rights usually lie with the publishers or the external rights holders. [See Legal notice.](#)

**Download PDF:** 21.12.2024

**ETH-Bibliothek Zürich, E-Periodica, <https://www.e-periodica.ch>**

## Festigkeit im Lichte der heutigen Materialwissenschaft

DK 539.4

Vortrag, gehalten von Prof. W. Epprecht, ETH Zürich, am GEP-Jubiläumskurs 1969 und überarbeitet 1971

Der ideale Werkstoff für den Ingenieur wäre in vielen Fällen ein solcher mit höchster Festigkeit und leichtester Bearbeitbarkeit. Diese beiden Eigenschaften schliessen sich jedoch gegenseitig aus, da ja bei der Bearbeitung die Festigkeit überwunden werden muss. Es gibt allerdings eine Reihe von Materialien, die sich zunächst in einem relativ gut bearbeitbaren Zustand in die gewünschte Form bringen und nachher verfestigen lassen. Dies ist jedoch praktisch nur selten möglich. Wir wollen uns in diesem Vortrag nicht um die Bearbeitbarkeit kümmern, sondern uns lediglich fragen, was heute über die Ursachen der Festigkeit bekannt ist und in welcher Richtung die Möglichkeiten ihrer Steigerung liegen. Dabei beschränken wir uns auf Werkstoffe, die aus *Kristallen* aufgebaut sind. Dies ist ja der Fall bei allen Metallen und Legierungen und bei vielen nicht-metallischen – zum Beispiel keramischen – Werkstoffen.

Wenn man einen solchen Werkstoff zunehmend mechanisch beansprucht, zum Beispiel durch eine Normalspannung  $\sigma$ , so wird er zunächst elastisch verformt, wobei die Dehnung  $\varepsilon$  proportional zur angelegten Spannung  $\sigma$  ist. Es gilt:

$$\sigma = \varepsilon \cdot E,$$

wobei  $E$  der Elastizitätsmodul ist. Entlastet man, so federt der Werkstoff in seine ursprüngliche Form zurück. Bei einer gewissen, für den Werkstoff charakteristischen Spannung, der Streckgrenze  $\sigma_s$ , beginnt die Deformationskurve von der Geraden abzuweichen, und zwar mehr oder weniger schroff (Kurven a und b in Bild 1), unter Umständen sogar durch einen scharfen Spannungsabfall (Kurve c).

Für die Anwendung ist es wichtig, dass die oberhalb der Streckgrenze eintretende Deformation bei der Entlastung nicht mehr zurückgeht; sie ist plastisch, also bleibend. Das Ausmass

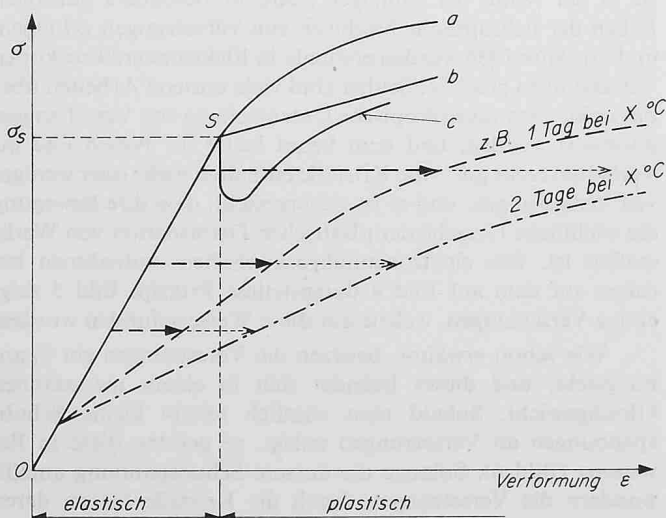
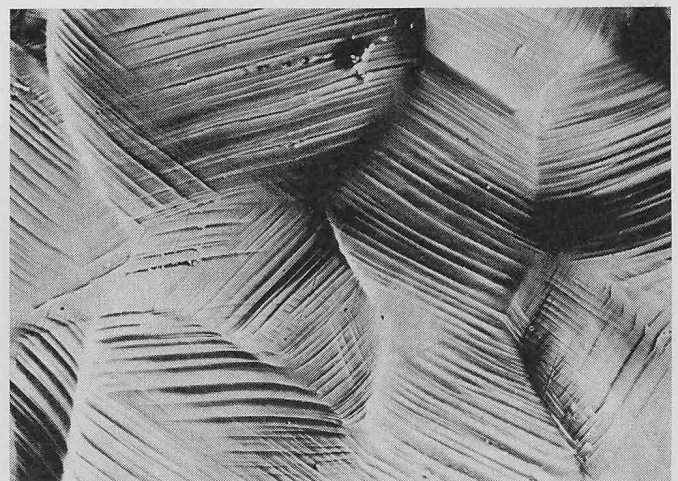


Bild 1. Schematische Zugversuchskurve mit elastischem Teil O-S, Streckgrenze  $\sigma_s$  und drei typischen plastischen Teilen (a oder b oder c). Bei Dauerbelastungen unterhalb  $\sigma_s$  kann fortschreitend eine Deformation (Pfeile) eintreten, deren Ausmass nach 1 und 2 Tagen schematisch eingezeichnet ist

der bleibenden Deformation darf bei der technischen Anwendung nicht allzu gross sein. In den meisten Fällen muss man unter Betriebsbedingungen unterhalb der Streckgrenze bleiben, zum Teil ganz wesentlich, wobei man mit gewissen Sicherheitsfaktoren rechnet. Bei einer ständigen, statischen Beanspruchung kommt noch ein weiteres dazu: *Langzeit-Belastungen* bewirken, insbesondere bei erhöhten Temperaturen, schon weit unter der Streckgrenze fortschreitende, bleibende Verformungen. Man spricht vom Kriechen des Werkstoffes. Die Kriech-Deformation ist pro Zeiteinheit um so grösser, je näher die Spannung an die Streckgrenze herankommt und je höher die Temperatur ist. Die bei konstanter Temperatur und konstanter Spannung sich einstellende Dehnung ist auf Bild 1 mit Pfeilen eingezeichnet.

Um die genannten Erscheinungen verstehen zu können, muss man zunächst das *Verhalten von Einzelkristallen* unter mechanischer Beanspruchung kennen. Es ist bekannt, dass alle Kristalle ein charakteristisches Atomgitter aufweisen und dass die Deformation von Kristallen beim Anlegen einer wachsenden mechanischen Spannung wie folgt abläuft: Zuerst verschieben sich alle Atome gegenseitig etwas. Beim Entspannen federn alle Atome in ihre gegenseitige Ursprungslage zurück. Bei Überschreiten einer kritischen Schubspannung  $\tau_0$  können Gitterschichten übereinander weggleiten, und zwar um eine ganze Zahl  $N$  von Atomabständen  $b$ . Bei der Entlastung geht die Deformation  $N \cdot b$  nicht mehr zurück. Man kann dies auf Anschliffen von deformierten Einzelkristallen und vielkristallinen Werkstoffen sehr gut beobachten, Bild 2. *Frenkel* hat nun 1926 aus den Atombindekräften ausgerechnet, wie gross die Normalspannungen sein müssen, um Gitterebenen auseinander zu reissen, und welche Schubspannungen erforder-

Bild 2. Ursprünglich planpolierte Oberfläche eines 18Cr/9Ni-Stahles nach 20 %iger Verformung. 2000fach (Aufnahme mit Oberflächen-Emissions-Elektronenmikroskop, hergestellt von der Balzers AG für Hochvakuumtechnik, Balzers)



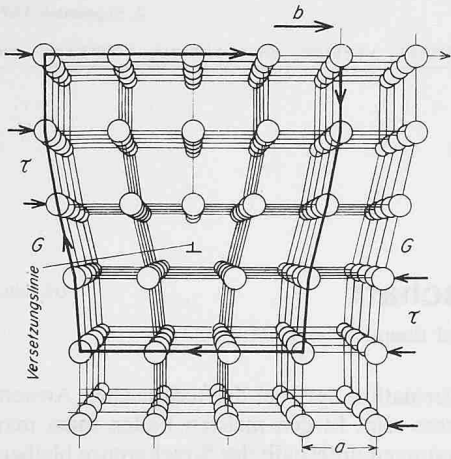


Bild 3. Stufen-Versetzung in einem einfach-kubischen Kristallgitter.  $a$  = Gitterkonstante,  $b$  = Burgersvektor = Betrag, um welchen jede Gittergerade oberhalb der Ebene G-G nach rechts gleitet, wenn sich die Versetzung in GG nach rechts bewegt. In einem störungsfreien Kristall ist der (dick ausgezogene) «Burgers-umlauf» geschlossen, im gestörten Gitter um  $b$  geöffnet

lich sind, damit zwei Gitterebenen übereinander hinweglaufen. Die für die Einleitung der Gleitung notwendige Schubspannung ist bei Metallen meist bedeutend kleiner als die zur Überwindung der Kohäsion erforderliche Normalspannung. Es tritt daher fast immer lange vor dem Reißen eine Gleit-Deformation auf. Das Experiment ergab bei Metallkristallen einen Wert  $\tau_0$  für die Gleitung von etwa 0,1 bis 5 kp/mm<sup>2</sup>, je nach der Art des Metalls. Die Berechnung ergab Werte, welche die experimentellen Befunde um das 100- bis 10000fache übersteigen. Spätere Nachrechnungen, welche auf der genaueren

Bild 5. Versetzungen in einem um 8,4 % bei 373 °K durch Scherung gedehnten Molybdänkristall. Elektronenmikroskopische Dünnschichten-Durchstrahlung (nach H. W. Loesch und F. R. Brotzen, 1967)

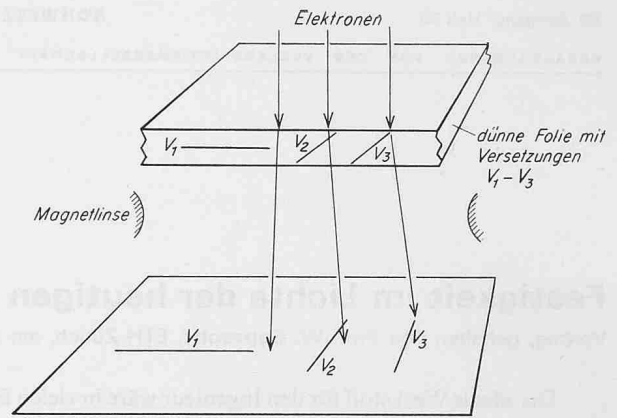
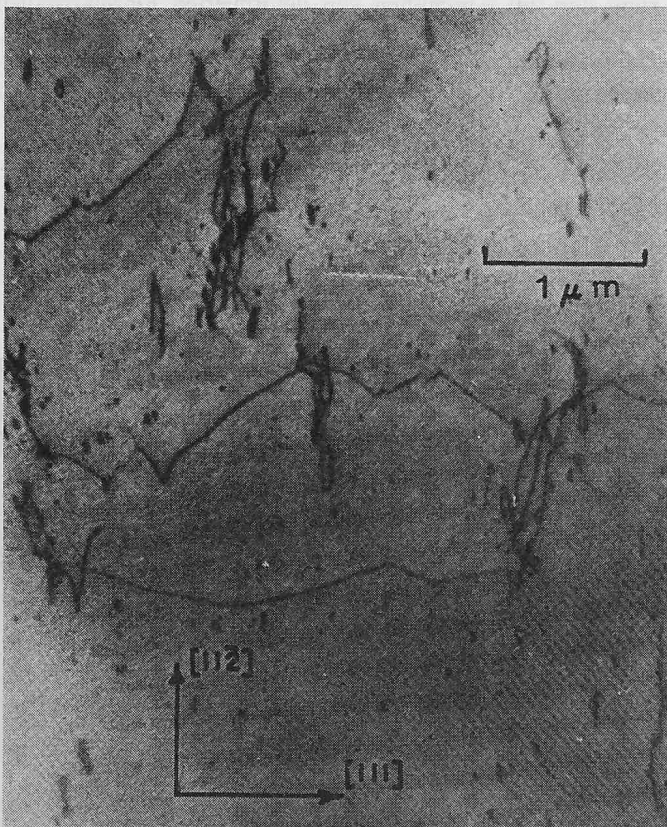


Bild 4. Schema der Abbildung von Versetzungen (V) im Elektronen-Mikroskop

Kenntnis der Bindekräfte zwischen den Atomen beruhen, führten zur gleichen Diskrepanz zwischen dem Experiment und der theoretischen Rechnung, die man sich zunächst nicht erklären konnte.

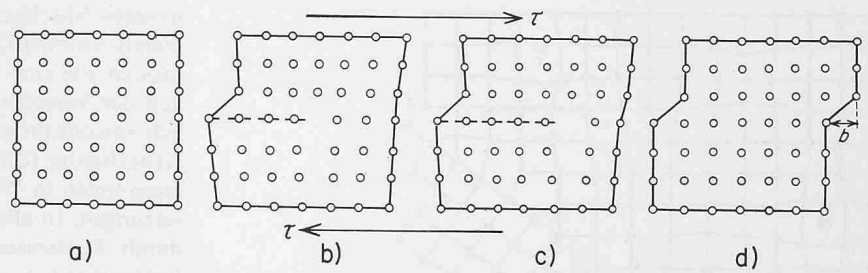
In der Mitte der dreissiger Jahre haben unabhängig voneinander Taylor in England und Orowan in Deutschland die Hypothese aufgestellt, dass in den Kristallen bestimmte Gitterstörungen, die Versetzungen, vorhanden seien, welche bei relativ geringen Schubspannungen in Bewegung gesetzt würden und dadurch die Gleitung ermöglichten. Auf Bild 3 ist eine sogenannte Stufenversetzung in einem einfachen Gitter zu sehen. Sie ist geometrisch so gestaltet, wie wenn man zusätzlich von oben eine Gitterebene in den Kristall hineingesteckt hätte, an deren Ende die Versetzungslinie liegt.

Im Bereich einer solchen Versetzung ist das Kristallgitter elastisch deformiert. Im Bereich der untersten 1–2 Atomreihen der Zusatzebene sind sich die Atome näher als normal im Gitter. Es herrscht dort ein Druckspannungsfeld. Dicht darunter ist ein Zugspannungsfeld vorhanden, da sich die Atome nicht so nahe kommen wie im normalen Gitter. Eine Versetzung ist somit ein Spannungsdipol, der linienförmig durch das Kristallgitter führt. Liegen mehrere Versetzungen nahe beieinander, so beeinflussen sich ihre Spannungsfelder gegenseitig, wobei sowohl Anziehungs- wie Abstossungsreaktionen vorkommen. Erst etwa zwanzig Jahre nach Aufstellung der Versetzungshypothese ist in der Mitte der fünfziger Jahre in besonders günstigen Fällen der lichtoptische Nachweis von Versetzungen gelungen, und im Jahre 1956 wurden erstmals in Elektronenmikroskopen Versetzungen gesehen. Seither sind viele tausend Arbeiten über die elektronenmikroskopische Untersuchung von Versetzungen publiziert worden, und man kennt heute ihr Wesen und ihr Verhalten recht gut. Alle Kristalle enthalten mehr oder weniger viel Versetzungen, und es ist sichergestellt, dass ihre Bewegung die wichtigste Ursache der plastischen Deformation von Werkstoffen ist. Die elektronenmikroskopischen Aufnahmen beruhen auf dem auf Bild 4 dargestellten Prinzip. Bild 5 zeigt einige Versetzungen, welche auf diese Weise gefunden wurden.

Wie schon erwähnt, besitzen die Versetzungen ein Spannungsfeld, und dieses befindet sich in einem metastabilen Gleichgewicht. Sobald man nämlich relativ kleine Schubspannungen an Versetzungen anlegt, so geraten diese in Bewegung (Bild 6). Solange die äussere Schubspannung anhält, wandern die Versetzungen durch die Kristalle bis an deren Grenzen. Dort können sie unter Umständen austreten, und es bleibt dann eine Gitterdeformation übrig, die darin besteht, dass das Gitter über der Gleitebene um ein Atom vorwärts geschritten ist. Dieser Schritt mit seiner Richtung und Grösse ist der Burgers-Vektor  $b$  (Bild 6d).



Bild 6. Bewegung einer Stufenversetzung beim Anlegen einer Schubspannung  $\tau$   
 $b$  = Burgersvektor (nach G. I. Taylor, 1934)



Die Gleitbewegung findet somit nicht gleichzeitig in der ganzen Gleitebene statt, sondern immer nur im eng beschränkten Gebiet der Versetzung, was die niedrige kritische Schubspannung erklärt. Die Bewegung erfolgt wellenförmig durch das Gitter hindurch.

Im Jahre 1950 haben Frank und Read gezeigt, dass es in Kristallen Gitterfehler gibt, welche imstande sind, unter der Wirkung von Schubspannungen Versetzungen zu erzeugen. Der Mechanismus dieser Frank-Read-Versetzungsquellen ist auf Bild 7 zu sehen. Aus solchen Quellen gehen während der mechanischen Beanspruchung immer neue Versetzungen hervor, und so kann es vorkommen, dass in einer einzigen Gleitebene viele tausend Versetzungen hintereinander vorwärtsschreiten. Dies führt zu mikroskopisch sichtbaren Gleitungen, den Gleitlinien, die auf Bild 2 zu sehen sind. Der Durchgang von  $N$  Versetzungen bewirkt eine Verschiebung von der Grösse  $N \cdot b$ . Bei einem beanspruchten Einzelkristall können die  $N$  Versetzungen an der Oberfläche austreten und dort eine Stufe bilden. In den vielkristallinen Werkstoffen kann dies jedoch meist nicht geschehen, so dass sich die Versetzungen hintereinander aufreihen. Man spricht dann von einem Versetzungsaufstau (Bild 8). Die Bildung von solchen Aufstauungen bedeutet aber die Abstopfung der Bewegung, die auch die Quelle erfasst, so dass sie schliesslich versiegt. Alle diese Bewegungen finden in polykristallinen Stoffen weit unter der Streckgrenze statt, denn die kritische Schubspannung für die Versetzungsbewegung ist in den Einzelkristallen recht klein. Wenn nun die äussere Spannung ansteigt, so wird schliesslich die Schubspannungskomponente im Gleitsystem beim Versetzungsaufstau so gross, dass die Versetzungen über die Korngrenze in das Nachbarkorn hinübertreten. Alsdann setzt eine lawinenartige,

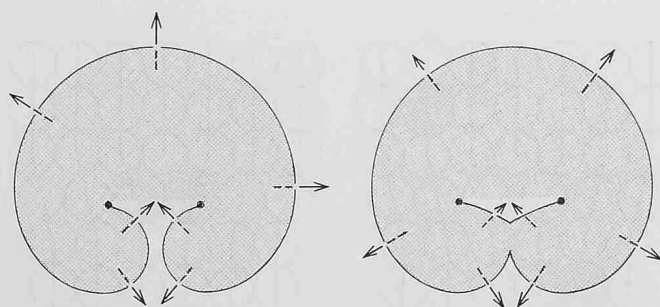
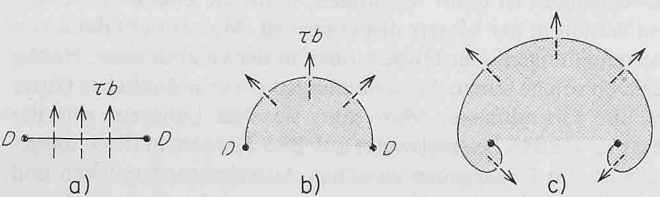


Bild 7. Funktion einer Frank-Read-Versetzungsquelle. Die in der Zeichenebene gleitfähige Versetzungslinie ist bei D festgehalten. Durch Anlegen von  $\tau$  gleitet der über der Zeichenebene gelegene (schraffierte) Gitterteil um  $b$  nach oben. Die Versetzung breitet sich aus und bildet schliesslich einen geschlossenen Versetzungsring sowie eine neue Versetzung im Quellgebiet D-D (nach W. T. Read, 1953)

plastische Deformation ein; die Streckgrenze des Materials ist erreicht. Die Deformation der Kristalle teilt sich nun an die Nachbarkristalle mit, und die Versetzungsquellen können wieder aktiv werden.

Hier gibt sich eine erste Möglichkeit, die Streckgrenze zu beeinflussen, und zwar über den Weg der Korngrenzen. Petch fand nämlich, dass die Streckgrenze von der Korngrösse abhängig ist, und zwar nach folgender Beziehung:

$$\sigma_s = \sigma_i + k \cdot d^{-1/2}$$

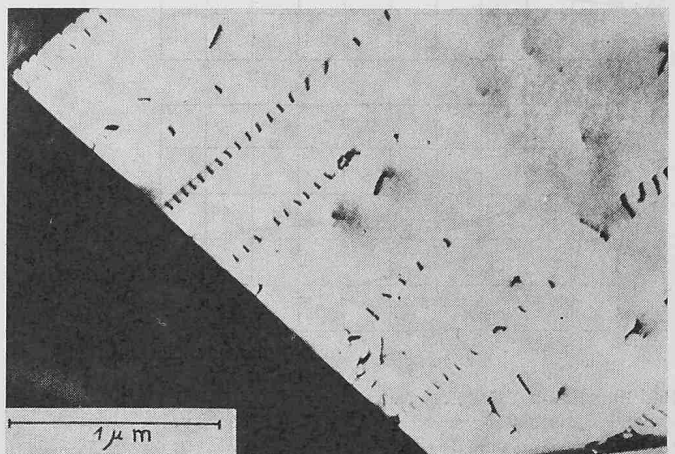
Dabei bedeuten  $\sigma_i$  und  $k$  Konstanten,  $d$  ist die Korngrösse, beziehungsweise der Korndurchmesser. Die Gleichung von Petch sagt aus, dass die Streckgrenze um so höher liegt, je kleiner die Korngrösse ist. Dies beruht auf Folgendem: Wenn in einem kleinen Korn eine Versetzungsquelle aktiv ist, so wird diese nur relativ wenig Versetzungen aussenden können, bis die ganze Fläche mit Versetzungen gefüllt ist. Demgegenüber kann in einem grossen Korn eine Versetzungsquelle in eine Gleitebene sehr viel mehr Versetzungen senden. Wie erwähnt, besitzt jede Einzelversetzung einen Spannungshof um sich herum; die in der gleichen Gleitebene von der Quelle ausgehenden Versetzungen stossen sich daher gegenseitig ab, so dass sie sich nicht beliebig nahe kommen können und im Aufstau aufgereiht bleiben. Die Gesamtspannung, welche einem Versetzungsaufstau zukommt, entspricht der Spannung der Einzelversetzung mal der Zahl  $N$  der Versetzungen. An der Korngrenze baut sich vor einem Versetzungsaufstau eine Spannung  $P_{Aufst}$  auf, welche sich wie folgt berechnen lässt:

$$P_{Aufst} = N \cdot b \cdot \tau_0$$

Je grösser das Korn und damit der Aufstau, um so grösser ist diese Aufstauspannung. Wenn man mit Versetzungen eine Korngrenze überschreiten lassen will, so benötigt man gesamthaft eine Spannung  $P_k$ . Diese setzt sich zusammen aus der Aufstauspannung und der äusserlich angelegten Schubspannung.

$$P_k = \tau_{Aussen} + (\tau_0 \cdot N \cdot b)_{Aufst}$$

Bild 8. Versetzungsaufstau an einer Korngrenze (der links liegende Kristall erscheint dunkel). Elektronenmikroskopische Dünnschichtdurchstrahlung, Cu-Al-Legierung (nach P. B. Hirsch, 1960)



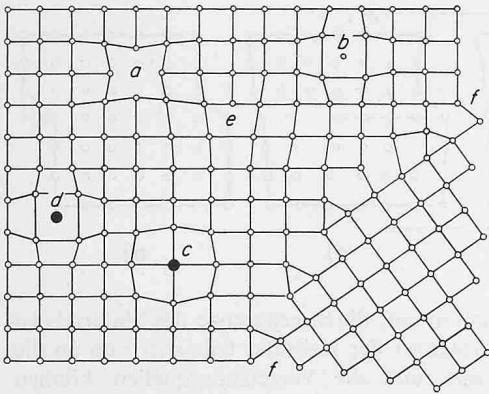


Bild 9. Gitterstörungen, schematisch. a = Leerstelle, b = Zwischengitteratom, c = Fremdatom in Substitutionslage, d = Fremdatom eingelagert auf Zwischengitterplatz, e = Stufenversetzung, f-f = Korngrenze (nach G. Schoeck, 1965)

Je grösser  $N$ , das heisst, je grösser das Korn ist, um so kleiner muss somit die äusserlich anzulegende Spannung sein, um ein Übertreten der Versetzungen aus dem einen Korn ins andere zu bewerkstelligen. Die Streckgrenze ist somit um so niedriger, je grösser die Körner im Durchschnitt sind.

Es gibt zahlreiche weitere Möglichkeiten, die Streckgrenze zu erhöhen. Eine besteht darin, dass man den Reinetallen Fremdstoffe zumischt, also *Legierungen* herstellt. Es gibt viele Legierungen, welche, wie Reinetalle, nur aus einerlei Kristallen bestehen, wobei diese aber sowohl Atome des Grundmetalles wie des Zusatzstoffes enthalten. Es sind die soge-

nannten Mischkristall-Legierungen. Wenn anstelle von Grundmetall-Atomen Zusatzatome sitzen, so wirkt sich dies gewissermassen wie eine Gitteraufrauung aus, welche die Beweglichkeit der Versetzungen herabsetzt. Die Zusatzatome sind nämlich sowohl grössermässig wie bindungsmässig Störungen im Kristallgitter (Bild 9). Sie haben um sich Spannungshöfe, und diese treten in Wechselwirkung mit den sich bewegenden Versetzungen. In allen Fällen wird die Streckgrenze des Materials durch Zusatzatome erhöht, wie das auf Bild 10 für Niob-Legierungen zu sehen ist.

Auch sehr kleine Atomsorten, welche nicht auf normalen Gitterplätzen, sondern im Zwischengitterraum sitzen, erhöhen die Streckgrenze. Es sind dies bei den technisch wichtigen Legierungen insbesondere Kohlenstoff und Stickstoff, ferner Sauerstoff, Wasserstoff und Bor. Diese sehr kleinen Atomarten können sich im Gitter relativ leicht bewegen, und zwar schon bei recht tiefen Temperaturen. Es stellt sich dann eine Reaktion zwischen diesen Fremdatomen und den Versetzungen ein, indem sich die kleinen Atome mit Vorliebe in den gedehnten Gitterraum unterhalb der Versetzung einlagern und damit die dortigen Zugspannungen herabsetzen. Es braucht dann zur Beweglichmachung der Versetzung eine grössere äussere Zugspannung als im reinen Kristall. Die kritische Schubspannung, und damit auch die Streckgrenze, wird somit erhöht. Beispiele dieser Art sind stickstoffhaltiges oder kohlenstoffhaltiges Eisen, Stickstoffhaltiges Messing und andere mehr. Auch grosse Fremdatome können sich an Versetzungen anreichern und dieselben unbeweglich machen (Bild 11).

Bei etwas komplizierteren Legierungen treten nicht mehr nur einerlei Kristalle, sondern zwei- oder mehrerlei auf. Gewisse Legierungselemente reagieren miteinander unter Bildung neuer Kristallarten, so dass dann mindestens zwei in ihren Eigenschaften meist recht verschiedene Bestandteile in der Legierung vorkommen. Denken wir nur an Gusseisen mit Graphit und einer in sich meist nochmals kompliziert zusammengesetzten Grundmasse, an Ferrit-Stähle mit Karbiden, an gewisse Messingsorten, wo nebeneinander die  $\alpha$ - und die  $\beta$ -Phase auftreten usw.

Die Wechselwirkung der Versetzungen mit zusätzlichen Kristallarten hängt sehr stark von der Verteilung der zweiten Kristallart gegenüber der Hauptkristallart, der sogenannten Grundmasse oder Matrix, ab. Die stärkste Beeinflussung der Beweglichkeit ist dann vorhanden, wenn die zweite Phase sehr fein verteilt in der Matrix dispergiert ist. Man spricht dann von Ausscheidungen oder Dispersionen in der Grundmasse. Häufig besitzen solche feinen Ausscheidungen ein sehr ähnliches Gitter wie die Grundmasse. Man sagt, sie sind kohärent mit der Matrix, wie dies beispielsweise auf Bild 12a schematisch dargestellt ist. Im Grenzgebiet zwischen Ausscheidungsteilchen und Grundmasse ist eine Gitterverzerrung und somit ein Spannungsgebiet vorhanden. Wenn man Versetzungen zunächst

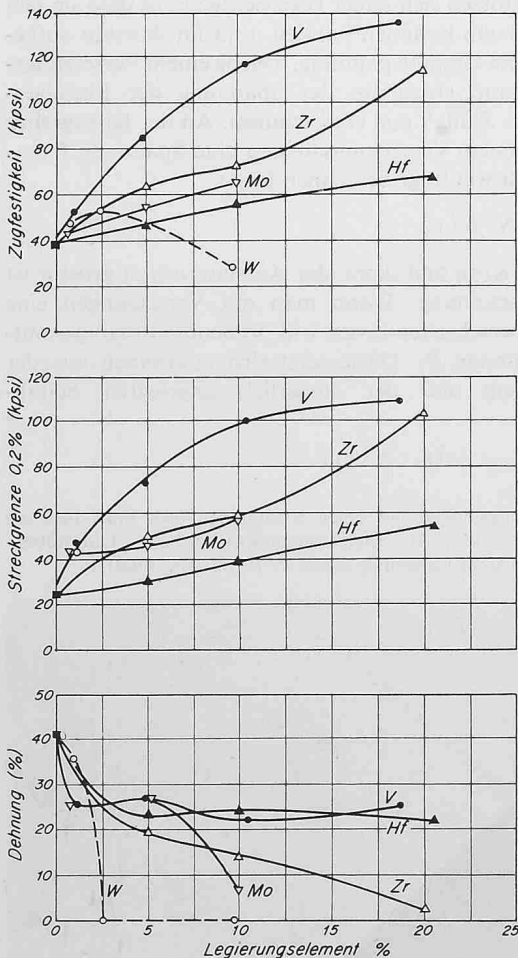


Bild 10. Einfluss des Legierungsgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften von Niob bei Zimmertemperatur (nach F. T. Sisco und E. Epreman, 1963)

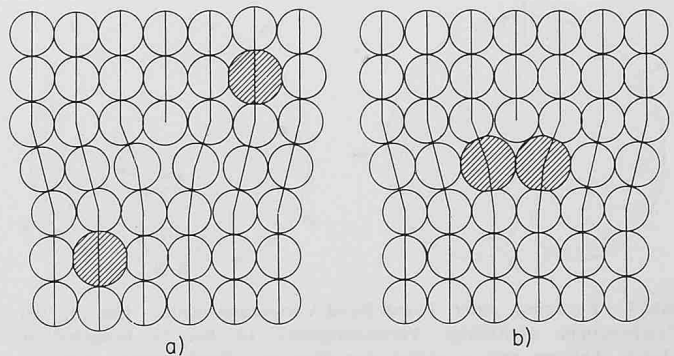


Bild 11. Grosse Legierungsatome in einem Kristallgitter mit Stufenversetzung; a) beliebige Lage, b) Lage im gedehnten Gitterraum unter der Versetzung



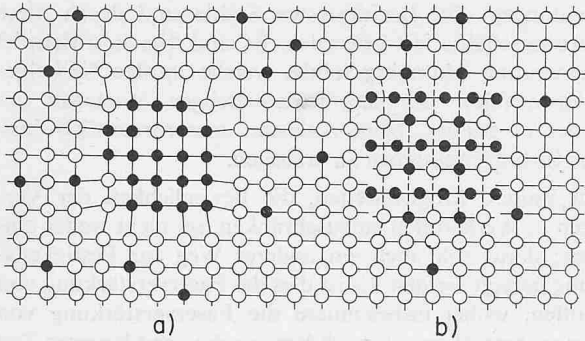


Bild 12. Ausscheidungen. a) Kohärente Ausscheidung mit Gitter-Verzerrungshof. b) inkohärente (teilkohärente) Ausscheidung (nach G. Schoeck, 1965)

durch eine äusserlich angelegte Schubspannung in Bewegung bringt, so bleiben sie in diesen Spannungshöfen hängen, und es braucht dann eine stark erhöhte Schubspannung, um die Versetzungen durch diese Partikel hindurch zu treiben. Unter den hochwarmfesten Legierungen gibt es eine ganze Reihe, welche ihre Festigkeit, insbesondere die Warmfestigkeit, solchen Verhältnissen verdanken. Es sind dies insbesondere die Ni-Legierungen, welche etwas Titan und Aluminium enthalten. Bild 13 zeigt das elektronenmikroskopische Bild einer solchen Legierung, auf welcher die dichte Erfüllung der Matrix mit solchen Ausscheidungspartikeln zu sehen ist. Es ist ausserordentlich schwierig, Versetzungen durch eine solche Legierung hindurch zu treiben, was heisst, dass es sich um eine hochfeste Legierung handelt.

Wenn in die Matrix eingestreute Partikel grösser sind oder eine andere Kristallstruktur besitzen als die Matrix (Bild 12b), so treten etwas andere Verhältnisse auf. Beim Anbringen einer Schubspannung legen sich die Versetzungen zunächst bogenförmig um diese Partikel herum, bleiben aber in der Matrix drin. Wird von aussen die Schubspannung erhöht, werden die Bogenradien immer kleiner und schliesslich schnüren sich Versetzungsringe um die Partikel herum ab, wobei die Versetzung weiter durch das Material schreitet, Bild 14. Wenn an einem solchen Partikel hintereinander mehrere Versetzungen vorbeigehen und je einen Versetzungsring hinterlassen, so kommen sich die konzentrischen Versetzungsringe benachbarter Teilchen schliesslich so nahe, dass neuankommende Gleitversetzungen nicht mehr zwischen ihnen hindurchtreten können. Bei der zunehmenden Verformung steigt somit die Schubspannung, welche zum Durchdrücken von Versetzungen notwendig ist, sehr schnell an. Das Material wird innerlich verfestigt; die Festigkeit steigt sehr stark an gegenüber einem Material ohne solche Ausscheidungspartikel.

Kohärente Partikel sind zum Beispiel in den kaltausgehärteten Al-Legierungen vorhanden, währenddem in warmausgehärteten Al-Legierungen und zahlreichen anderen Fällen für Versetzungen undurchdringbare Ausscheidungspartikel vorhanden sind. Metallurgisch erzeugte Ausscheidungen – wie

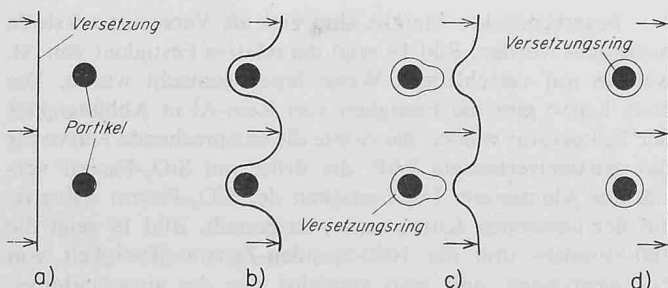


Bild 14. Bildung von Versetzungsringen um Ausscheidungspartikel beim Vorübergleiten einer Versetzung (nach Orowan)

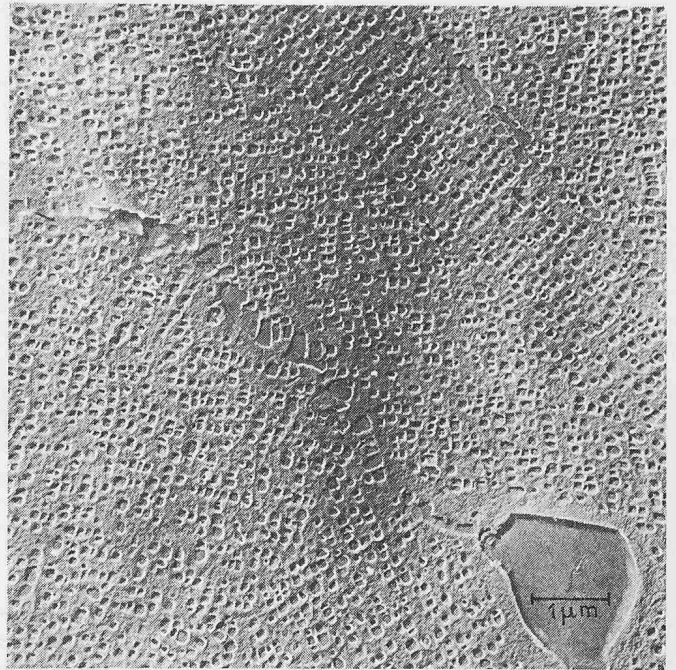


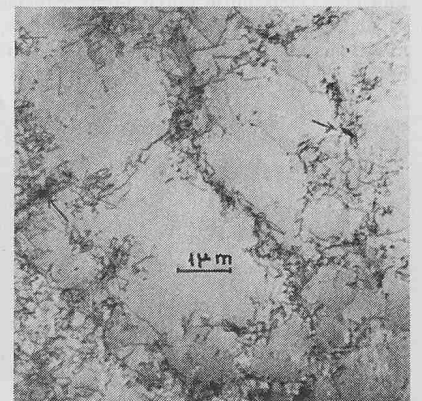
Bild 13. Kohärente Ni<sub>3</sub>(Al-, Ti-)Ausscheidungen in einer Nickelgrundmasse. Legierung Inconel-X. Elektronenmikroskopische Durchstrahl-Aufnahme eines Lack-Abdruckes, 7000fach (in verdankenswerter Weise von International Nickel, Zürich, zur Verfügung gestellt)

zum Beispiel jene bei Al-Legierungen – lösen sich in der Regel bei höheren Temperaturen auf, zumindest bei sehr langen Betriebszeiten. Diese Legierungen verlieren dann ihre Festigkeit während des Betriebes. In neuerer Zeit wurden aber auch Legierungen entwickelt mit Partikeln, welche sich in der Matrix kaum auflösen können. Eine solche Legierung ist zum Beispiel das SAP, welches in einer Al-Matrix Aluminiumoxidpartikelchen enthält. Hierher gehört auch das sogenannte TD-Nickel, in welches auf pulvermetallurgischem Wege Thoriumoxidpartikelchen hineingebracht wurden.

Das Ausmass der Festigkeitssteigerung sei mit folgenden Zahlen erläutert: Für Rein-Al 99,99% ist  $\tau_0 = 0,2 \text{ kp/mm}^2$ ; für Al/4% Cu, weichgeglüht, ist  $\tau_0 = 2,1 \text{ kp/mm}^2$ ; für dasselbe Material, bei 150 °C ausscheidungsgehärtet, ist  $\tau_0 = 8,6 \text{ kp/mm}^2$ .

Eine weitere Möglichkeit, die Streckgrenze zu erhöhen, besteht darin, die Kristalle innerlich zu verspannen. Dies kann zum Beispiel dadurch geschehen, dass man das Material bei relativ niedriger Temperatur stark plastisch verformt, zum Beispiel kalt walzt oder zieht. Bei der plastischen Deformation vervielfacht sich die Zahl der Versetzungen sehr stark, so dass

Bild 15. Versetzungen in Aluminium, Knäuel und «Wände» aufbauend. Elektronenmikroskopische Durchstrahlung (Aufnahme Aluisse, Neuhausen)



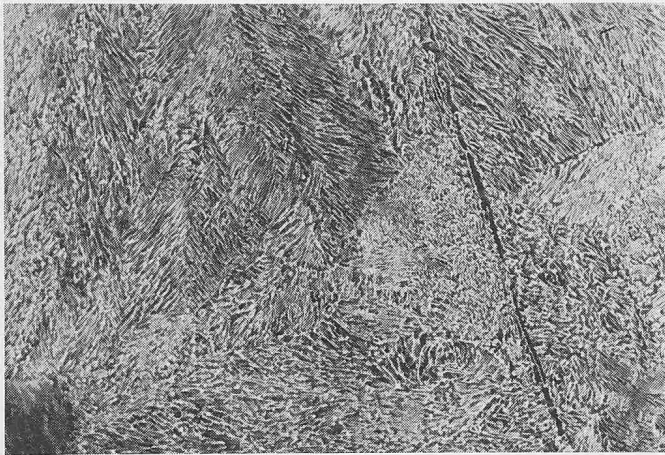
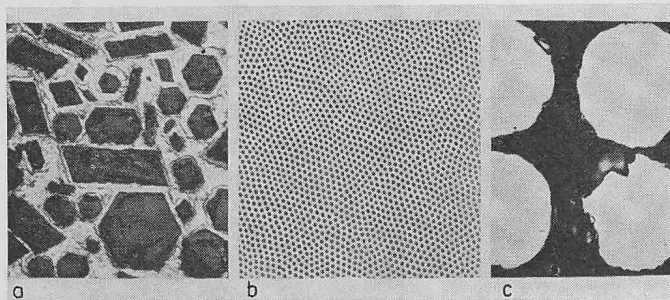


Bild 16. Gefüge eines 1,1%-C-haltigen Stahles nach Abschreckung von 1100°C. 9500fach vergrössert. Die ursprünglichen Hochtemperatur-Kristalle (Austenit) sind in feine Martensit-Nadeln zerfallen (Aufnahme Balzers AG, wie Bild 2)

sie sich bei der weiteren Deformation gegenseitig an ihrer Bewegung hindern. Häufig entstehen Versetzungsgeflechte, wie zum Beispiel auf Bild 15, in denen die Gleitversetzungen nur noch in kleinen Gebieten wanderungsfähig sind. Die Kristalle sind dann in Subkörner unterteilt, zwischen denen ein Versetzungsübergang nur sehr schwer ist.

Ferner können innere Störungen in den Kristallen durch Umwandlungen herbeigeführt werden. Das bekannteste diesbezügliche Beispiel sind die Martensit-Stähle. Durch die Umwandlung des kohlenstoffhaltigen Austenits beim Abschrecken entsteht der Martensit mit einer innerlich verspannten Kristallstruktur. Darin können sich die Versetzungen nicht so gut bewegen wie in spannungsfreien Gittern. Bei diesem Beispiel kommt noch dazu, dass die Umwandlung der Austenitkristalle in Martensit zu einem sehr feinkörnigen Martensitgefüge führt, wobei die Einzelkristalle nadelförmig sind, Bild 16. Solche martensitische Umwandlungen kommen aber bei zahlreichen anderen Stoffen vor, so zum Beispiel bei Zirkon und Titan. In neuerer Zeit hat man gefunden, dass die Martensitnadeln in sich noch in zahlreiche Lamellen, sogenannte Zwillingslamellen, unterteilt sind, so dass eine ausserordentlich geringe Korngrösse mit einem verspannten Gitter gepaart ist. Wie erwähnt, führt schon die Kornfeinheit an und für sich zu einer starken Festigkeitssteigerung. Hier ist sie nun noch gepaart mit der inneren Verzerrung des Gitters. Es kommt aber noch ein weiteres dazu: Bei den Stählen zerfällt nämlich beim Erhöhen der Temperatur der kohlenstoffhaltige Martensit in Eisen und Karbidteilchen. Man kann ein Zwischenstadium erzeugen, das sowohl ausserordentlich feinkörnig wie verspannt ist und zudem äusserst feinkörnige Karbidpartikelchen in den Einzelkörnern enthält. Man hat dann eine dreifache Festigkeitssteigerung durch Kornkleinheit, Gitterverzerrung und

Bild 17. Querschliffe durch faserverstärkte Versuchswerkstoffe: a)  $Al_2O_3$ -Whiskers ( $\phi$  10–25  $\mu m$ ) in Silber, b)  $Al_3Ni$ -Fäden ( $\phi$  2  $\mu m$ ) in Aluminium (Erstarrungsgefüge), c) Borfäden ( $\phi$  125  $\mu m$ ) in Epoxidharz



Ausscheidungen. Die hochfestesten Stähle sind durch diese drei Härtungseffekte fest geworden. Es sind dies zum Beispiel die sogenannten Maraging-Stähle, welche infolge Nickelgehaltes einen relativ stabilen, feinstnadeligen Martensit besitzen, der es erlaubt, beim Anlassen ausserordentlich feinkörnige Karbidverteilungen zu erzeugen.

Auf weitere Möglichkeiten, die Beweglichkeit der Versetzungen in Werkstoffen einzuschränken, sei nicht weiter eingegangen; dafür soll noch ein anderer Weg zur Festigkeitssteigerung gezeigt werden. Es ist dies die Faserverstärkung von Werkstoffen, wobei insbesondere die Faserverstärkung von Metallen zu betrachten ist, nachdem ja schon seit längerer Zeit faserverstärkte Kunststoffe auf dem Markte sind. Das Prinzip der Faserverstärkungen ist vom armierten Beton her bekannt. Als Fasern kann man zum Beispiel dünne Drähte verwenden, wobei bisher insbesondere Wolfram-, Kohle- und Bor-Fäden untersucht wurden. In diesen Fällen handelt es sich um vielkristalline Drähte, deren hohe Festigkeit bis zu relativ hohen Temperaturen erhalten bleibt. Man kann solche Fäden parallel zueinander anordnen und das Ganze mit flüssigem Metall tränken, welches man erstarren lässt. Dadurch, dass das Metall einen anderen Ausdehnungskoeffizienten hat als die Fäden, ergibt sich bei der Abkühlung noch eine Vorspannung zwischen den beiden Bestandteilen, so dass beim kalten Material ähnliche Verhältnisse herrschen wie bei vorgespanntem Beton. Bei einer grossen Reihe von Metallen – aber auch bei Oxiden und anderen nichtmetallischen Stoffen – hat man gefunden, dass unter gewissen Bedingungen sehr dünne, fadenförmige Kristalle wachsen können. Solche Fadenkristalle, sogenannte «Whiskers», enthalten sehr wenige, häufig nur eine einzige in der Längsachse verlaufende Versetzung. Das Fehlen von Versetzungen bewirkt, dass bei den Einzelfasern ausserordentlich hohe Festigkeiten erreichbar sind. Festigkeiten zwischen 1000 und 2000  $kp/mm^2$  sind bei Whiskern nicht selten. Aluminium-Oxid-Whiskers mit einem Durchmesser von 50 Å haben sogar eine solche von 7000  $kp/mm^2$ ; dies kommt der theoretischen Kohäsionsfestigkeit sehr nahe. An vielen Orten hat daher eine sehr intensive Forschung auf Whiskers eingesetzt, und ebensoviel wird auf der Kombination von Whiskern mit Metallen gearbeitet. Man darf von diesen Materialien noch manche Überraschung erwarten.

Die Ausrichtung von fadenförmigen Kristallen und nachherige Tränkung bietet technologische Schwierigkeiten. Auf Bild 17 links ist ein Querschnitt durch künstlich parallel gestellte Whiskers aus  $Al$ -Oxid in einer Silber-Matrix zu sehen. Es handelt sich also um einen  $Al$ -Oxid-verstärkten Silber-Verbundwerkstoff. Das zweite Beispiel zeigt nun den interessanten Fall eines Eutektikums, bei dem gleichzeitig  $Al_3Ni$ -Fäden und Aluminium-Grundmasse auf die abgebildete, schön regelmässige Verteilungsweise auskristallisiert. Durch gerichtete Erstarrung kann man alle  $Al_3Ni$ -Fäden parallel stellen. Das dritte Bild zeigt einen Querschnitt durch borfadenverstärktes Epoxidharz. Borfäden kann man in beliebig langer Ausführung herstellen, damit Gespinste oder Geflechte erzeugen und diese nachher mit Harzen tränken.

Faserverstärkte Metalle sind erst als Versuchswerkstoffe hergestellt worden. Bild 18 zeigt die relative Festigkeit von  $Al$ , welches auf verschiedene Weise fester gemacht wurde. Die erste Kurve gibt die Festigkeit von Rein- $Al$  in Abhängigkeit der Temperatur wieder, die zweite die entsprechende Kurve für das partikelverfestigte SAP, die dritte mit  $SiO_2$ -Fasern verstärktes Aluminium. Die Festigkeit der  $SiO_2$ -Fasern selbst ist auf der äussersten Kurve rechts dargestellt. Bild 19 zeigt die 100-Stunden- und die 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit von Ni-Legierungen, und zwar zunächst von der ausscheidungsgehärteten Legierung Incoloy 901, die gegen 1000° in der Festigkeit sehr stark abfällt, weil sich ihre Ausscheidungen dort



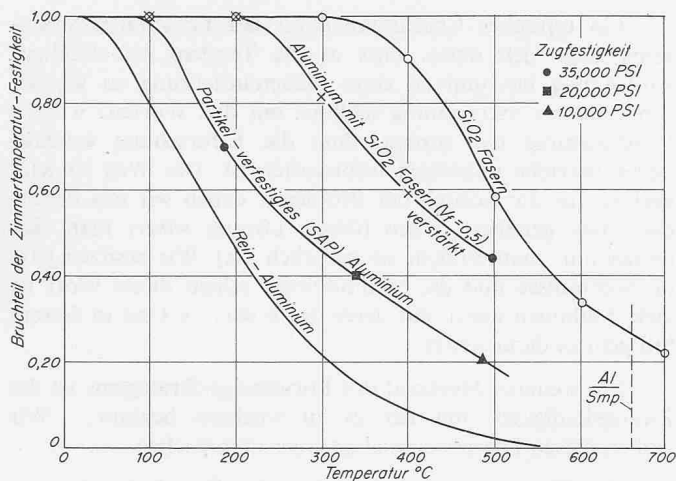


Bild 18. Festigkeit von reinem, partikelverfestigtem und faserverstärktem Aluminium (nach Rauch et al., 1968)

in der Matrix lösen. Demgegenüber ist das dispersionsgehärtete TD-Nickel bei hohen Temperaturen noch fester, und am festesten bleibt das mit Aluminium-Oxid-Whiskern verstärkte Rein-Nickel. Solche Legierungen sind natürlich für Hochtemperatur-Anwendungen äusserst interessant.

Faserverstärkte Materialien besitzen nicht nur eine erhöhte Festigkeit in der Faserrichtung, sondern zeigen auch oberhalb der Streckgrenze ein weniger sprödes Verhalten als andere hochfeste Materialien, da nach dem Bruch von Einzelfasern zuerst ein duktiler Nachgeben der Matrix erfolgt, bevor sich der Riss stark ausbreitet.

Bis jetzt wurde nur die Steigerung der Streckgrenze behandelt. Selbstverständlich ist es nicht nur notwendig, eine möglichst hohe Streckgrenze zu erhalten, sondern man will in sehr vielen Fällen auch beim Überschreiten der Streckgrenze infolge von zeitweisen Überbelastungen nicht sofort einen durchgehenden Riss erhalten. Aus diesem Grunde muss oberhalb der Streckgrenze ein möglichst zähes Verhalten vorliegen, das heisst, es muss noch eine Deformation ohne Rissbildung

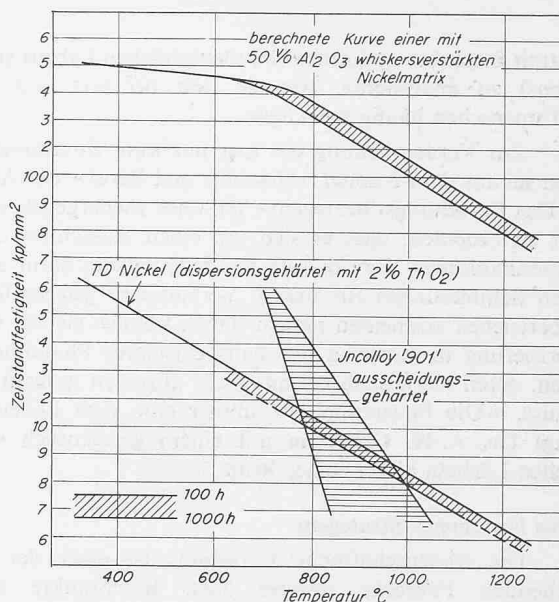


Bild 19. 100- und 1000-Stunden-Zeitstandfestigkeit von Nickel-Werkstoffen (nach N. Franssen et al., 1966)

und Bruch ertragen werden. Dabei sollte die Zugfestigkeit höher liegen als die Streckgrenze. Deformationslose Brüche, also sprödes Verhalten, treten jedoch bei hochfesten Materialien häufiger auf als bei solchen mit niedrigerer Festigkeit. Hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Deformationsfähigkeit oberhalb der Streckgrenze schliessen sich gegenseitig aus. Die Versetzungsforschung hat aber in verschiedenen Fällen bereits die Möglichkeit aufgezeigt, wie auch hier Fortschritte erzielt werden könnten. Sie erleichtert es auch, Legierungen zu finden, welche in einem relativ weichen Zustand verarbeitet werden können und die dann nachträglich, zum Beispiel durch Ausscheidungsvorgänge, Umwandlungsvorgänge oder ähnliche Prozesse, ausgehärtet werden.

Adresse des Verfassers: Prof. Dr. W. Epprecht, Laboratorium für Werkstofflehre ETH Zürich, Sonneggstrasse 3

## Forschung als Selbstzweck

DK 001.891

In seinem Buch «Put-Offs and Come-Ons»<sup>1)</sup> untersucht der amerikanische Psychiater Prof. Dr. med. A. H. Chapman die emotionalen Kräfte, die sich allgemein in zwei grosse Kategorien einteilen lassen – in jene, welche die Menschen voneinander trennen und in solche, die sie zusammenführen. Der Intensitätsgrad und das wechselseitige Zusammenspiel dieser beiden emotionalen Kräftegruppen sind nach Chapman ausschlaggebend für den Charakter der zwischenmenschlichen Beziehungen, wie wir ihnen im Rahmen der Ehe, der Familie, verschiedener sozialer Gruppen, wirtschaftlicher Organisationen und anderer gesellschaftlicher Gruppierungen begegnen. Die in den menschlichen Beziehungen ausgeprägteren Kräfte mit Trennungseffekt wie Zorn, Furcht, Habgier, Misstrauen, feindselige Rivalität usw. lassen sich entschieden leichter identifizieren als Liebe und Zuneigung, die Kräfte mit Anziehungseffekt bedeuten. Eines der Ziele, die dieses Buch ansteuert, besteht darin, den Unvorsichtigen und Unwissenden zu helfen, diese Kräfte zu erkennen und ihnen ihre Wirkungsweise im eigenen Leben und dem der Mitmenschen besser ins Bewusstsein zu rücken.

<sup>1)</sup> Regeln gegen Mitmenschen. Von Dr. med. A. H. Chapman; deutsche Übersetzung von Dr. W. Wagnath, Bern und München 1968, Scherz Verlag.

In seiner Konzeption führt der Autor die Begriffe *Manöver* und *Strategem* (ein veralteter Ausdruck für Kriegslüge) als Verhaltensmuster ein. Diese wenden die Menschen dann an, wenn sie ein bestimmtes Ziel anstreben, wenn sie einander manipulieren und auf die Befriedigung bestimmter Bedürfnisse ausgehen.

Als «Manöver» bezeichnet Dr. Chapman eine Aktion von relativ kurzer Dauer, womit ein meist fragwürdiger Zweck – oft unter Tarnung durch akzeptablere Scheinmotivationen – zu erreichen versucht wird. Der Mensch ist sich dabei der effektiven Kräfte, die sein Handeln begründen, weitgehend oder völlig unbewusst.

Das «Strategem» unterscheidet sich vom Manöver weniger im Grundprinzip als in seiner Gradabstufung. Es weist im zwischenmenschlichen Verhältnis eine längere Dauer auf, ist komplexer, nachhaltiger und kann lebenslang wirksam sein. Gewöhnlich besteht es in einer Reihe diffus miteinander verflochtener Aktionen. Ausserdem ist in ihm eine Tendenz zu vielseitiger Anwendung erkennbar. Das in einem Menschen einmal fest etablierte Strategem vollzieht sich nach einem ständig wiederholbaren und in seinem Ergebnis voraussagbaren Strukturmodell. Dr. Chapman wendet diese beiden Verhaltensmuster auf zahlreiche Erfahrungsbeispiele aus seiner Praxis im Bereiche der klinischen Psychiatrie an, um