

Die Rissbildung in kristallinen Werkstoffen

Autor(en): **Epprecht, W.**

Objektyp: **Article**

Zeitschrift: **Schweizerische Bauzeitung**

Band (Jahr): **91 (1973)**

Heft 48

PDF erstellt am: **26.09.2024**

Persistenter Link: <https://doi.org/10.5169/seals-72064>

Nutzungsbedingungen

Die ETH-Bibliothek ist Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Inhalten der Zeitschriften. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern.

Die auf der Plattform e-periodica veröffentlichten Dokumente stehen für nicht-kommerzielle Zwecke in Lehre und Forschung sowie für die private Nutzung frei zur Verfügung. Einzelne Dateien oder Ausdrucke aus diesem Angebot können zusammen mit diesen Nutzungsbedingungen und den korrekten Herkunftsbezeichnungen weitergegeben werden.

Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Die systematische Speicherung von Teilen des elektronischen Angebots auf anderen Servern bedarf ebenfalls des schriftlichen Einverständnisses der Rechteinhaber.

Haftungsausschluss

Alle Angaben erfolgen ohne Gewähr für Vollständigkeit oder Richtigkeit. Es wird keine Haftung übernommen für Schäden durch die Verwendung von Informationen aus diesem Online-Angebot oder durch das Fehlen von Informationen. Dies gilt auch für Inhalte Dritter, die über dieses Angebot zugänglich sind.

Von Prof. Dr. W. Epprecht, Zürich

Die Bildung von Rissen in Werkstoffen und deren allfällige Ausbreitung bis zum völligen Bruch von technischen Einrichtungen oder Bauwerken fordert immer wieder Menschenleben und verursacht hohe Kosten. Es ist daher das Anliegen der Ingenieure und Materialfachleute, diese Phänomene weitmöglichst zu vermeiden. Durch entsprechende Versuche, Berechnungsmethoden, Materialwahlüberlegungen usw. wird das Bruchrisiko so klein wie möglich gehalten. Daneben versucht man aber auch, die Ursachen der Bildung und Ausbreitung von Rissen zu ergründen. Die heutige Materialwissenschaft beschreitet hierzu verschiedene Wege. Einer derselben benützt die Betrachtungsweisen der Festkörperphysik, der Kristallographie und verwandter Wissenschaften, indem von der inneren Struktur der die Werkstoffe aufbauenden Kristalle ausgegangen wird. Es soll im folgenden kurz über einige Ergebnisse dieser Bemühungen der physikalischen Metallurgie berichtet werden.

Alle Kristalle bestehen aus regelmässig in sog. Kristallgittern angeordneten Atomen. In ihnen sind die Einzelatome durch Bindekräfte mehr oder weniger fest aneinander gebunden, wobei mehrere verschiedene Bindungsarten bekannt sind. Ohne auf Einzelheiten einzugehen, sei erwähnt, dass es eine sog. *metallische Bindung* gibt, die in allen Metall- und Legierungskristallen vorherrscht. Sie kann schematisch folgendermassen beschrieben werden: elektrisch positiv geladene Metallionen «schwimmen» in einem zwischen ihnen liegenden, negativ geladenen Elektronen-«See». Die Bindung ist richtungsunabhängig, d.h. zwei Nachbaratome oder zwei benachbarte Gitterebenen kann man gegeneinander verschieben, ohne dass die Bindung an Festigkeit verliert, solange der Abstand der Atome dabei nicht vergrössert wird. Metalle sind aus diesem Grunde verhältnismässig leicht plastisch verformbar.

Völlig anders geartet ist die Atombindung in Stoffen wie Diamant, Oxiden (Keramik!), organischen Molekülen und zahlreichen weiteren Stoffen. Hier beruht die gegenseitige Bindung der Atome auf gemeinsamen Elektronen, welche sich meist in der Nähe der Verbindungslinie der Atomkerne befinden und als Elektronenpaare lokalisierte Bindungsbrücken aufbauen. Diese sind – im Gegensatz zur metallischen Bindung – infolge des besonderen Baues der Atome streng gerichtet; man spricht hier von *kovalenter Bindung*. Verschiebt man solcherart aneinandergebundene Nachbaratome oder ganze Atomebenen gegenseitig durch äussere Kräfte, so widerstehen die Bindungsbrücken zunächst der Deformationen sehr gut, was zu hohen Festigkeiten (und hoher Härte) führt. Allzu hohe Kräfte führen schliesslich zum Aufbrechen der Bindungen; es erfolgt ein praktisch deformationsloser Bruch. Diese Stoffe sind deshalb *spröde*.

Erwähnt sei schliesslich noch die sog. *Van-der-Waals-Bindung*, welche viel schwächer ist als die beiden oben genannten Bindungsarten. Ganze organische Moleküle werden oft durch solche Bindungen gegenseitig zusammengehalten, ebenso beispielsweise die innerlich fest (kovalent) gebundenen Atomschichten des Graphites. Diese schwachen Bindungen können durch sehr geringe mechanische Kräfte überwunden werden, so etwa durch blosses Zerreiben zwischen den Fingern, was zum «fettigen» Anfühlen solcher Substanzen und praktisch gesehen zu ihrer hohen Schmierfähigkeit führt.

Wird ein Kristall von aussen auf Zug beansprucht, so sind zweierlei Spannungsarten wirksam. Senkrecht zu den Gitterebenen sind *Normalspannungen* σ wirksam (Bild 1a), welche die Atome benachbarter Ebenen auseinanderziehen.

Steigert man σ , so übersteigt die Normalspannung schliesslich die Grösse der Bindungskräfte zwischen den Atomen, und die Nachbaratome lösen sich voneinander, es tritt *Spaltung* ein. Das Zerreißen von Kristallen durch Überwindung der Bindekräfte erfordert theoretisch sehr hohe Spannungen; die Trennfestigkeit σ_e liegt in der Grössenordnung von 1/10 des Elastizitätsmoduls, für Eisen z.B. bei etwa 2000 kp/mm². So hohe Normalspannungen müssen jedoch nur sehr lokal auftreten, beispielsweise am Grunde einer Kerbe oder am Ende eines Risses, im Extremfall nur zwischen zwei Nachbaratomen, denn wenn diese auseinandergerissen sind, verlagert sich die lokale Spannungsspitze zum nächsten hoch beanspruchten Atompaar, so dass der Riss vorwärtsschreiten kann (Bild 1b). In den Werkstoffen gibt es zudem stets schwächere Stellen, z.B. in den Korngrenzen, um Gitterstörungen usw., wo die Bindefestigkeit herabgesetzt ist und deshalb σ_e weit unter der theoretischen Grösse liegt.

Ferner sind in belasteten Kristallen meistens *Schubspannungen* τ vorhanden (Bild 1c). Diese wirken sich so aus, dass gewisse Nachbarbenen (und zwar sind es in der Regel die mit Atomen am dichtesten besetzten Gitterebenen) übereinandergleiten (Bild 1d). Dabei ist der Gleitbetrag stets ein ganzzahliges Vielfaches N des Atomabstandes b in der Gleitrichtung; nach jedem Gleitschritt ist das Gitter wieder intakt. Wenn die Gitterebenen eines Kristalles auf ihre ganze Fläche gleichzeitig übereinanderscheren würden, so wären hierzu Schubspannungen in der Grössenordnung von 1000 kp/mm² erforderlich. Die Bewegung erfolgt jedoch wellenförmig nur längs eines ganz engen, praktisch linearen Bereiches, längs einer sog. *Versetzung*. Dadurch wird die tatsächlich erforderliche Schubspannung (die sog. kritische Schubspannung τ_0) 10- bis 1000mal kleiner als bei flächenhafter Gesamtbewegung. Metallkristalle können daher mit Schubspannungen von einigen kp/mm², z.T. noch weniger, *plastisch verformt* werden.

Es sei hier kurz auf die soeben genannten Versetzungen eingegangen. Wie erwähnt, handelt es sich um linienartige

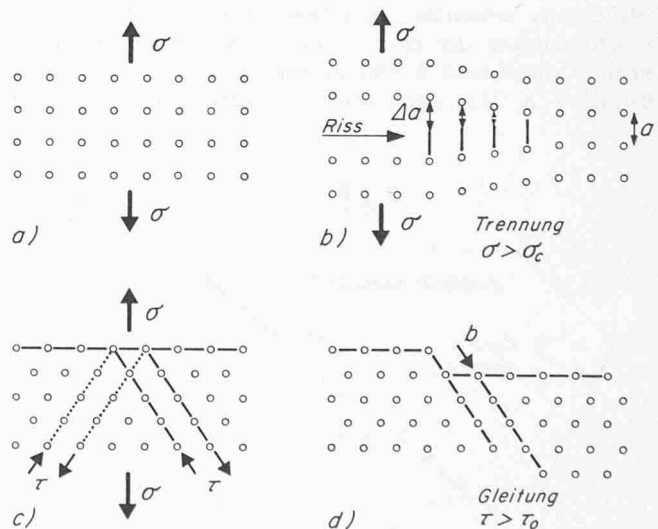


Bild 1. Wirkung von Spannungen auf ein Kristallgitter

a, b eine steigende Normalspannung σ vergrössert den Atomabstand a (parallel zur Zugachse) bis bei σ_e das Δa so gross ist, dass die Bindung der Atome aufreisst

c, d Schubspannungen τ bewirken, wenn sie τ_0 überschreiten, ein Übereinandergleiten von dichtbesetzten Atomebenen schief zur Zugachse, und zwar um ein Vielfaches des Atomabstandes b (Burgersvektor)

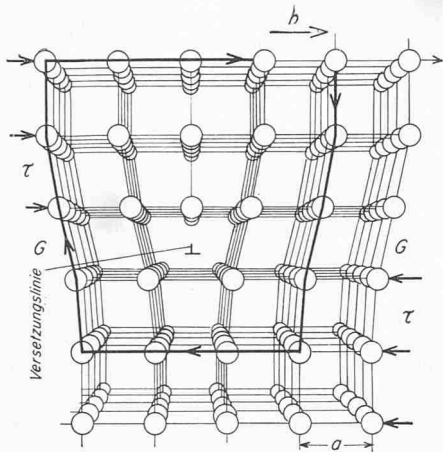


Bild 2. Stufenversetzung in einem einfach-kubischen Kristallgitter

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) «Burgersumlauf» geschlossen, im gestörten Gitter um b geöffnet

Störungen im Kristallgitter. Eine besonders einfach gebaute Versetzung stellt die in Bild 2 gezeigte «Stufenversetzung» dar. Geometrisch kann man sie sich leicht so vorstellen, dass man in ein ungestörtes Gitter von oben eine zusätzliche Ebene bis in die Bildmitte hineinschiebt. Am unteren Ende dieser Zusatzebene liegt die Versetzungslinie. Das Gitter ist um sie herum elastisch verzerrt; über ihr sind die Atome zu dicht gepackt, darunter zu locker, so dass ein Spannungsdipol vorliegt (über der Versetzung Druck-, darunter Zugspannungen). Wird von aussen an die Ebene G-G eine Schubspannung angelegt, so wird der Gleichgewichtszustand des Spannungsfeldes gestört, und die Versetzung verschiebt sich parallel in der Ebene G-G («Gleitebene»), wie dies in Bild 3 dargestellt ist. Da in Kristallen praktisch immer Versetzungsquellen vorhanden sind, welche, unter Schubspannung gesetzt, hintereinander zahlreiche Versetzungen in bestimmte Gleitebenen aussenden, verschiebt sich bei jedem Versetzungsdurchgang der eine Gitterteil über den anderen um einen Atomabstand b (Burgersvektor), insgesamt um den Betrag $N \cdot b$. Man kann heute die bereits 1934 theoretisch

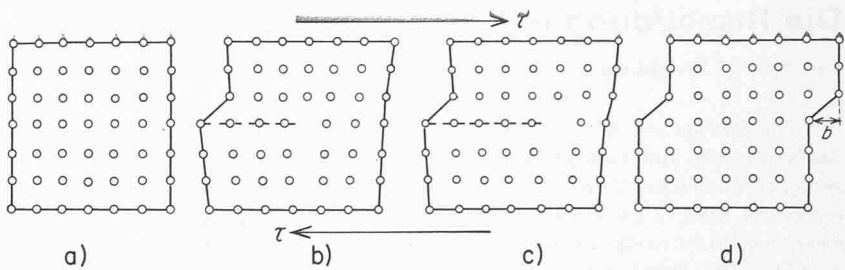


Bild 3. Bewegung einer Stufenversetzung beim Anlegen einer Schubspannung τ

vorausgesagten Versetzungen im Elektronenmikroskop sehen und auch ihre Bewegungen studieren. In [1] ist hierüber eingehender berichtet worden.

In Metallkristallen können sich die Versetzungen leicht bewegen, da der ungerichtete Bindungscharakter gegenseitige Atomverschiebungen ohne wesentliche Herabsetzung der Bindungsstärke zulässt. Demgegenüber ist die Bewegung von Versetzungen in kovalent gebundenen Kristallen erschwert und nur unter Aufbrechen von Elektronenpaarbindungen möglich. Bei Schubbeanspruchung entstehen daher hier zuerst Mikrorisse atomarer Grössenordnung, und diese breiten sich dann meist in der «Gleitebene» unter Bildung eines durch den ganzen Kristall laufenden Risses aus. Deshalb sind die keramischen Stoffe, Diamant usw. nicht nur gegenüber Normalspannungen, sondern auch bei Scherbeanspruchung spröde.

Im folgenden seien zunächst nur Metallkristalle betrachtet. In unter Spannung stehenden Kristallen sind fast stets Versetzungsquellen vorhanden, aus denen hintereinander zahlreiche Versetzungen in die gleiche Gleitebene ausgesandt werden. Die Versetzungen gleiten bis an die Korngrenzen oder andere Hindernisse und werden dort aufgehalten. Zudem stossen sie sich gegenseitig ab. Es entsteht dadurch am Hindernis ein *Versetzungsaufstau* (Bild 4a). Auf der unteren Seite der Aufstaufläche sind zahlreiche Zusatzebenen und somit starke Druckspannungen vorhanden. Darüber, und zwar nur im Abstand eines Atomdurchmessers, herrschen starke Zugspannungen. Je mehr Versetzungen im Aufstau enthalten sind, um so grösser sind diese Spannungen. Dies kann schliesslich zu so hohen Zugspannungen führen, dass entweder die Korngrenze (Bild 4c) ein Stück weit aufreiss

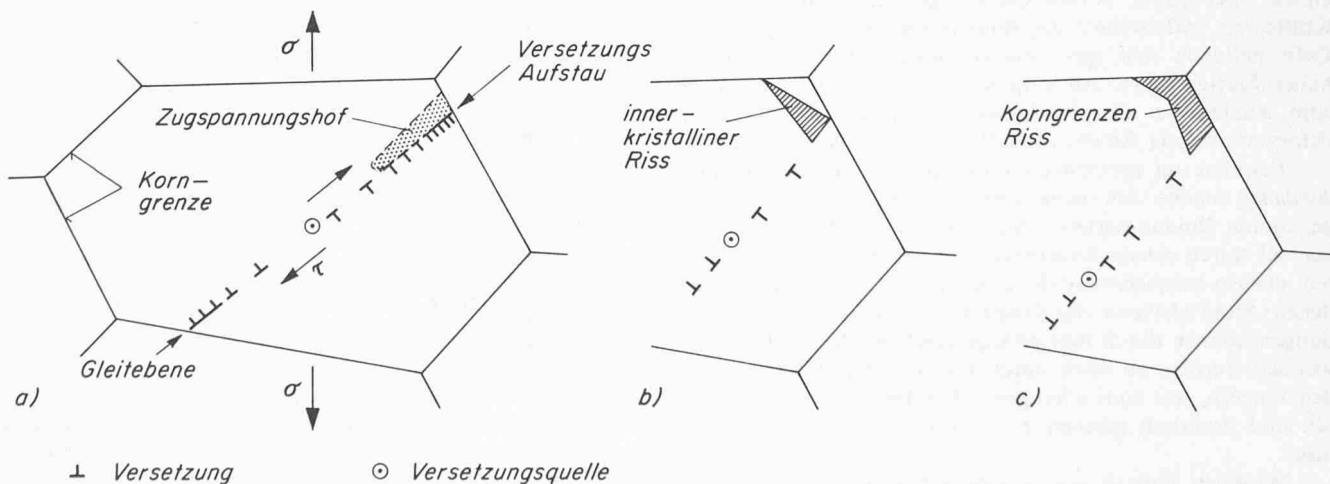


Bild 4. Bildung von Mikrorissen an einem Versetzungsaufstau

a) Versetzungsaufstau-Bildung an Korngrenze
b) Der Zugspannungshof des Aufstaus erzeugt einen Spaltriss im Kristall

c) Der Spannungshof baut sich durch Aufreissen der Korngrenze ab

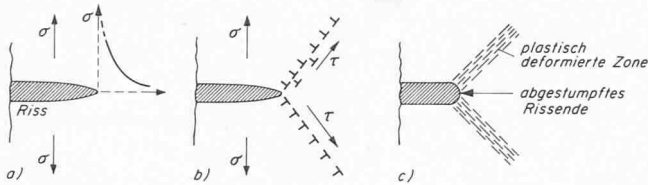


Bild 5. Verhalten eines Mikrorisses unter Zugspannung in Metall (wenn $\sigma_c \gg \tau_0$; zum Beispiel kubisch-flächenzentriert)

- a) Spannungsverteilung vor dem Rissende
- b) Gleitungen im Rissengebiet
- c) Abstumpfung des Rissendes durch plastische Deformationen

oder im Kristall prädestinierte Gitterebenen voneinander getrennt werden, wobei ein kleiner Spaltriss (Bild 4b) entsteht.

Legierungen bestehen häufig aus einem verhältnismässig gut verformbaren Grundmetall (z. B. Eisen) und darin eingelagerten, vorwiegend kovalent gebundenen, spröden Körnchen eines zweiten Bestandteiles (z. B. Karbide oder Sulfide in Stahl, Schlacke in Schweissnähten, Oxidfilme in Korngrenzen usw.). Bei Verformungen können die Zusatzkörner selbst entweder spröde brechen, oder es entstehen infolge ihrer geringen Verformbarkeit an ihren Korngrenzen Trennungen gegen die sich plastisch verformende Grundmasse. Es gibt noch zahlreiche weitere Mechanismen, welche zu solchen inneren Mikrorissen führen. Anrisse können ferner auch von Kerben an der Oberfläche ausgehen.

Sind einmal Risse der beschriebenen Art im Material (oder an dessen Oberfläche) vorhanden, so fragt es sich, wie sie sich im herrschenden Spannungsfeld weiterhin verhalten. In Bild 5a ist schematisch das Ende eines Mikrorisses gezeichnet, der quer zur Zugspannung σ stehen soll. Es ist bekannt, dass im Ligament (d. h. in der Fortsetzungsfläche des Risses) am Rissgrund eine hohe Spannungsspitze vorhanden ist und dass mit zunehmendem Abstand vom Rissende die Spannung schnell abfällt. Handelt es sich um einen kovalent gebundenen, spröden Festkörper, so wird am Rissgrund die Spannung – falls sie genügend hoch ist – eine Trennung (Spaltung) der Atomebenen verursachen, so dass der Riss mehr oder weniger quer zur Hauptspannung weiterreißt, ohne dass plastische Verformungsprozesse auftreten. Es erfolgt ein spröder Trennungsbruch.

Handelt es sich um ein Metall, so sind verschiedene Möglichkeiten vorhanden. In der Regel werden wegen der verhältnismässig niedrigen kritischen Schubspannung τ_0 für Versetzungsbewegung im Rissgrund Versetzungen in Bewegung gesetzt, wie dies in Bild 5b schematisch veranschaulicht ist. Dadurch verformt sich das Material im Rissgrund, und der Rissgrundradius wird vergrössert (Bild 5c), womit die Spannungsspitze erniedrigt wird. Bei guter Verformbarkeit, d. h. leichter Versetzungsbeweglichkeit und Gleitmöglichkeit in vielen verschiedenen Richtungen, wird die Spannungsspitze so stark abgebaut, dass schliesslich die Erweiterung und Ausbreitung des Risses in Richtung des Ligamentes aufhört, weil

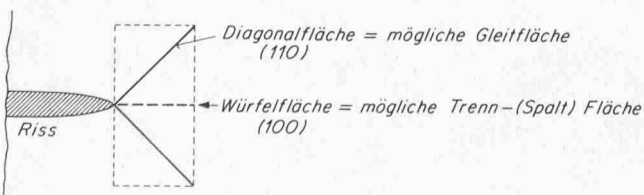


Bild 6. Verhalten eines Mikrorisses unter Zugspannung bei kubisch-innenzentrierten Metallen ($\sigma_c \approx \tau_0$). Gleitung in Diagonalebenen (110) oder Spaltung in Würfebene (100) im Ligament

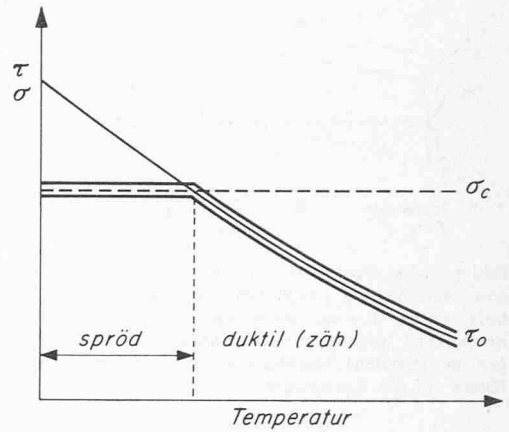


Bild 7. Temperaturabhängigkeit von σ_c und τ_0 und des Bruchverhaltens bei kubisch-innenzentrierten Metallen

die Spannungen unter die Fließgrenze fallen. Dies ist insbesondere bei den kubisch-flächenzentriert kristallisierenden Metallen wie Austenit, Aluminium, Kupfer, Nickel usw. der Fall.

Es gibt jedoch Metalle und Legierungen, bei welchen die Trennfestigkeit σ_c der Atomebenen eine ähnliche Grösse besitzt wie die für die Gleitung notwendige Schubspannung τ_0 ; dies gilt vor allem für die kubisch-innenzentrierten Metalle, also α -Eisen (normale Stähle), W, Ta, Nb usw. Bei ihnen ist die Trennfestigkeit quer zu den Würfebenen, insbesondere bei niedrigen Temperaturen, kleiner oder mindestens ähnlich gross wie die Scher-(Gleit-)Festigkeit der Würfeldiagonalfächen. Liegt gemäss Bild 6 im Rissgrund die Würfeldiagonalfäche eines Kristalles ungefähr im Ligament, so besteht grosse Wahrscheinlichkeit, dass nicht Gleitung wie in Bild 5b erfolgt, sondern Spaltung im Ligament, wodurch sich der Riss verformungsarm ausbreitet und ein Spröbruch stattfindet. Bei zunehmender Temperatur verändert sich die Trennfestigkeit nur sehr wenig, dagegen sinkt τ_0 stark ab (Bild 7). Es erfolgt daher bei steigender Temperatur ein Übergang vom genannten Spaltbruch zur Verformung im Rissgrund mit Gleitung in den Würfeldiagonalfächen. Der bei niedrigen Temperaturen spröde Stahl ist daher bei höheren Temperaturen zäh. Falls aber die Verformung im Rissgrund durch einen besonderen Spannungszustand erschwert wird (z. B. bei sehr dicken Proben), so verhält sich das Material auch bei höheren Temperaturen noch spröde.

Die meisten Werkstoffe sind bezüglich ihres Mikrogefüges sehr inhomogen aufgebaut. Schon der Aufbau eines reinen Metalles aus unterschiedlich orientierten Kristallen erschwert die Gleit- und Spaltungsvorgänge stark, weil weder Spaltrisse noch Versetzungen ungehindert Korngrenzen zu überschreiten vermögen. Bild 8 zeigt einen Kristall im Grund eines Mikrorisses, in welchem sich nach oben und unten je ein Gleitband ausgebreitet hat. Die Korngrenzen gegen die

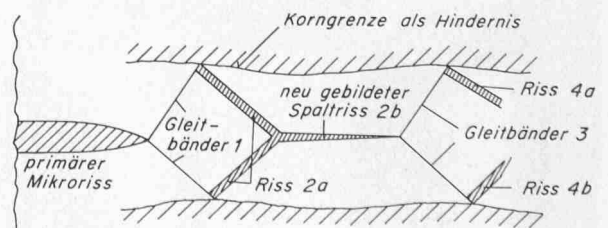


Bild 8. Plastische Verformung und Mikrorissbildung in einem Kristall vor einem primären Riss. Abwechseln von Gleitung (1), Rissbildung (2a, 2b), Gleitung (3), Rissbildung (4) usw. (nach A. Kochendörfer)

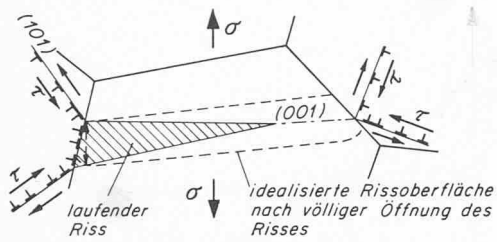


Bild 9. Mikrorissbildung in kubisch-innenzentriertem Metallkristall durch Bildung eines Spannungshofes an der Korngrenze infolge Versetzungsaufstau im (linken) Nachbarkristall. Bildung von Versetzungen im (rechten) Nachbarkorn bei Auftreffen des Risses auf die Korngrenze

Nachbarkörner verursachten zunächst Versetzungsaufstau, die bei genügender Grösse (entsprechend Bild 4b) neue Risse im betrachteten Kristall verursachten. Diese stiessen wieder gegen das Ligament vor und erzeugten dort einen Mikroriss im Ligament selbst. Von dessen Risspitze aus konnten wieder neue Gleitbänder ausgehen, so dass sich der geschilderte Vorgang im Prinzip wiederholte. Vor einer Risspitze können somit neue Mikrorisse in der Umgebung des Ligamentes entstehen. Treffen Mikrorisse oder Versetzungsaufstau auf querstehende Korngrenzen, so erzeugen sie im Nachbarkorn Spannungen, welche zur Aktivierung von Versetzungsquellen führen oder weitere Trennrisse erzeugen (Bild 9).

Ähnliche Verhältnisse können bei Legierungen auftreten, welche einen zweiten, verhältnismässig spröden Gefügebestandteil enthalten, beispielsweise bei Stahl mit Karbidkörnchen (Bild 10). Hier entstehen infolge der Verformung des metallischen Grundmaterials bei den spröden Hartpartikeln neue Mikrorisse im Ligamentsbereich. Entweder reissen die Grundmaterial/Hartteilchen-Korngrenzen auf, oder die Hartpartikeln brechen selbst spröde. Sowohl im Falle der Bilder 8 und 9 wie auch bei 10 entsteht vor der Rissfront eine mit Mikrorissen angereicherte Zone. Durch Zusammenwachsen derselben breitet sich der Hauptriss aus. Die zwischen den anfänglich gebildeten Mikrorissen verbleibenden Verbindungsstellen werden in der Regel längs der rund 45° schiefe zur Hauptrissfläche stehenden Gleitflächen abgeschert. Der Gesamtriss steht schliesslich makroskopisch quer zur Hauptspannungsrichtung. Er besteht jedoch mikroskopisch aus zahlreichen 45°-Gleitflächen (oft in Form von Mikrokegeln). Dies ist z. B. bei zäh gebrochenen Zugstäben der Fall, welche – wie in Bild 11 – die bekannte Tasse/Teller-Bruchform zeigen. Die primär entstandene, zentrale Bruchfläche

Bild 11. Bruchfläche «Tasse und Teller» von Zugprobe. Im Risszentrum stark verformtes Trennbruchgebiet, randlich die zuletzt entstandene, kegelförmige Scherzone

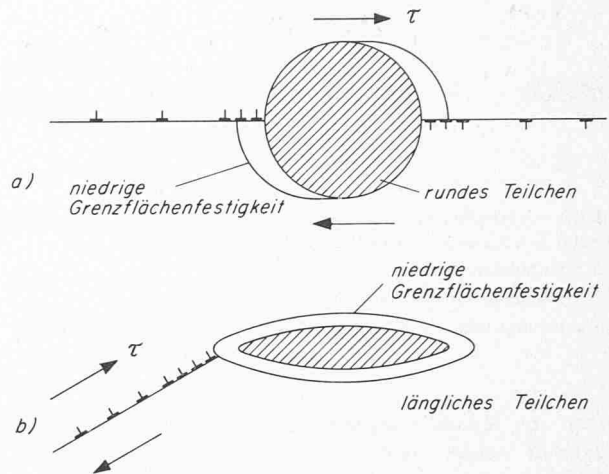
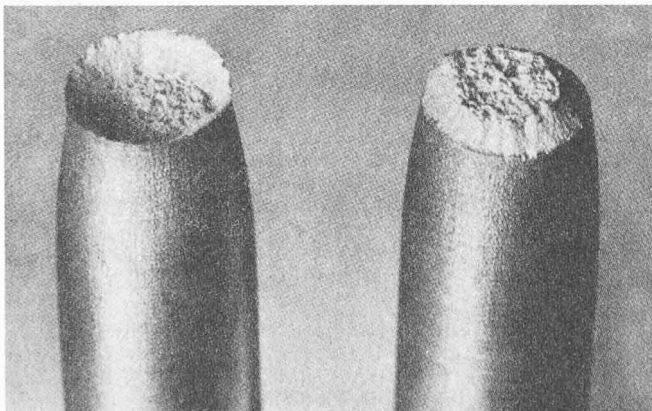
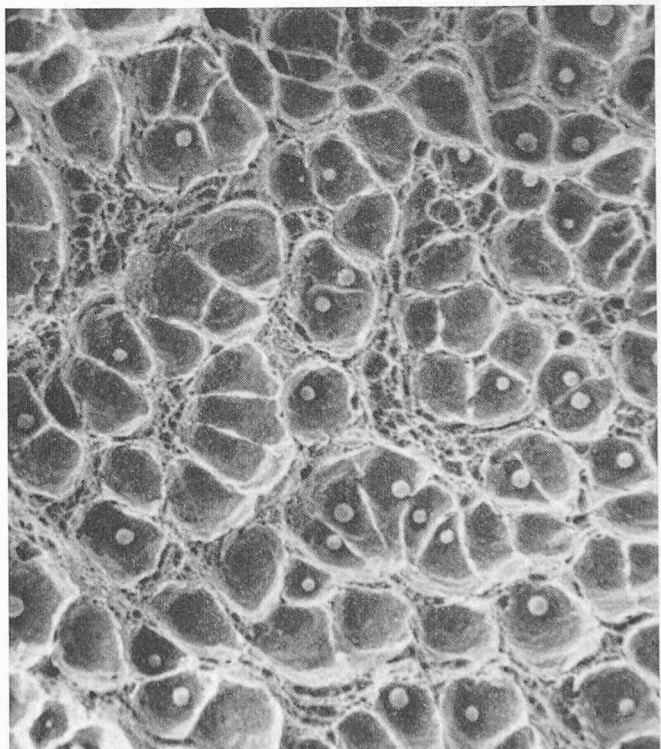


Bild 10. Mikrorissbildung an hartem Teilchen in sich verformender Grundmasse

sieht im Raster-Elektronenmikroskop wie Bild 12 aus, wobei einige an Kegelspitzen liegende Einschlüsse (Hartteilchen) deutlich erkennbar sind. Wenn der Stab durch Zusammentreten zahlreicher Mikrorissen im Zentralbereich genügend geschwächt ist, erfolgt der Restbruch in der Randzone durch Abscheren. Die dabei entstehende, makroskopisch kegelförmige Scherlippe ist auf Bild 11 deutlich sichtbar.

Im Gegensatz zum beschriebenen, quer zur Hauptspannung stehenden Verformungstrennbruch sind die gleichartig verlaufenden spröden Trennbrüche mikroskopisch gesehen ganz anders gestaltet. Bei ihnen sind bei genügend grobem Korn schon von blossen Auge glänzende Facetten sichtbar, welche Spaltflächen durch die Einzelkristalle darstellen. Unter dem Mikroskop sind die meist treppenförmig gestuften

Bild 12. Mittelpartie der Bruchfläche (quer zur Zugachse stehend) eines Zugstabes aus Vergütungsstahl. Raster-Elektronen-Mikroskop-(REM)-Aufnahme, 2000fach vergrössert. In den kegelförmigen Vertiefungen liegen z. T. harte Einschlusspartikelchen (Aufnahme EMPA)



Spaltflächen eindeutig identifizierbar (Bild 13). Tieftemperaturbrüche von Stahl zeigen ein derartiges Aussehen, wobei praktisch keinerlei Verformungsbereiche gefunden werden können. Alle Kristalle sind durch Spaltung aufgetrennt worden.

Schliesslich soll noch eine Bruchform erwähnt werden, welche in der Praxis oft mit den soeben erwähnten, durch Spaltungsprozesse in sprödem Material erzeugten Bruchflächen verwechselt wird. Es ist dies die sog. interkristalline Bruchform, der *Korngrenzenbruch*. Bei ihm sind die Kristalle nicht durchgetrennt, sondern intakt und meist nur wenig verformt, jedoch längs den Korngrenzen voneinander getrennt worden (Bild 14). Auch hier ist – zumindest bei Betrachtung mit einer Lupe – ein facettenartiges Bruchaussehen vorhanden, das bei Betrachtung von blossen Auge oft fast gleich aussieht wie das von Bild 13. Solche interkristalline Korngrenzenbrüche können verschiedene Ursachen haben. Häufig beruhen sie darauf, dass in den Korngrenzen Filme spröder Bestandteile (z. B. Karbide, Oxide) vorhanden sind. Die Sprödigkeit solcher Korngrenzenfilmstoffe oder die verhältnismässig geringe Festigkeit der Grenzflächen Grundmassekristalle/Filmmaterial fördert die Ausbreitung von Rissen längs den Korngrenzen, und zwar auch dann, wenn die Grundmassekristalle an und für sich verformbar, also zäh sind. Das zähe Metall bricht trotz seinen guten Grundeigenschaften spröde!

In anderen Fällen sind *Korrosionsprozesse* an der Ausbildung von Korngrenzenrissen beteiligt. Bild 15 zeigt die Oberflächenkristalle eines Metalles, die einerseits unter Zugspannungen stehen und andererseits einem aggressiven Medium ausgesetzt sind. Die Korrosion setzt zuerst dort an, wo das Kristallgitter gestört ist. Dies ist besonders an den Korngrenzen der Fall. Es entstehen daher oberflächlich Vertiefungen längs den Korngrenzen. Die Zugspannungen, welche entweder durch äussere mechanische Beanspruchung verursacht werden oder aber als sog. Eigenspannungen von der Herstellung her vorhanden sind (z. B. infolge ungeeigneter Oberflächenbearbeitung), können bei genügender Grösse Gleitpro-

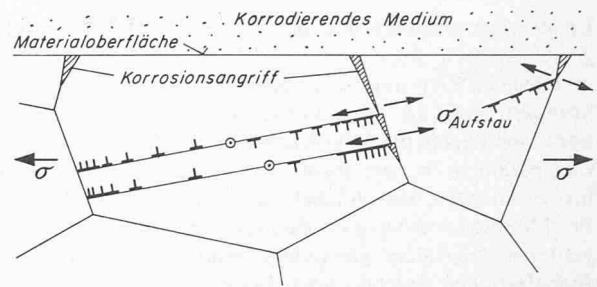


Bild 15. Spannungskorrosion längs den Korngrenzen einer unter Zugspannung stehenden Oberfläche (nach Robertson und Tetelman)

zesse bewirken. Diese ergeben Versetzungsaufstau an den Korngrenzen, deren hohes Spannungsfeld bereits oben erwähnt worden ist. Wenn sich nun der Korngrenzenangriff durch Korrosion einem Aufstau nähert, kann sich seine hohe, quer zur Korngrenze wirksame Zugspannung abbauen, indem die Korngrenze in der Nähe des Aufstaus aufreiss. Die Korrosion «gräbt» hierauf im Rissgrund weiter entlang der Korngrenze, bis erneut Spannungsspitzen ein Weiterreissen verursachen. Dieser kombinierte Korrosions-Aufreiss-Mechanismus wird «*Spannungskorrosion*» genannt. Er kann ohne äusserlich sichtbare Spuren zu «spröden» Brüchen führen, wobei, ähnlich wie bei dem vorerwähnten interkristallinen Bruch, die Kristalle als solche zäh und nicht spröde sind; ihre Festigkeit und Verformbarkeit kann jedoch beim vorliegenden Rissbildungsmechanismus gar nicht zur Geltung kommen.

Zum Schluss sei noch kurz auf den Bruch von *Whiskers* eingegangen, welche bekanntlich haarförmige, dünne Kristalle sehr hoher Festigkeit sind. Es handelt sich um höchstens einige μm dicke bis einige mm lange Fäden aus einem einzigen praktisch störungsfreien Kristall. In der Regel enthalten sie nur eine oder zwei Versetzungen, welche in der

Bild 13. Spaltungsbruchfläche von Stahl, entstanden an Kerbschlagprobe bei -60°C , REM-Aufnahme, 2000fach vergrössert (Aufnahme EMPA)

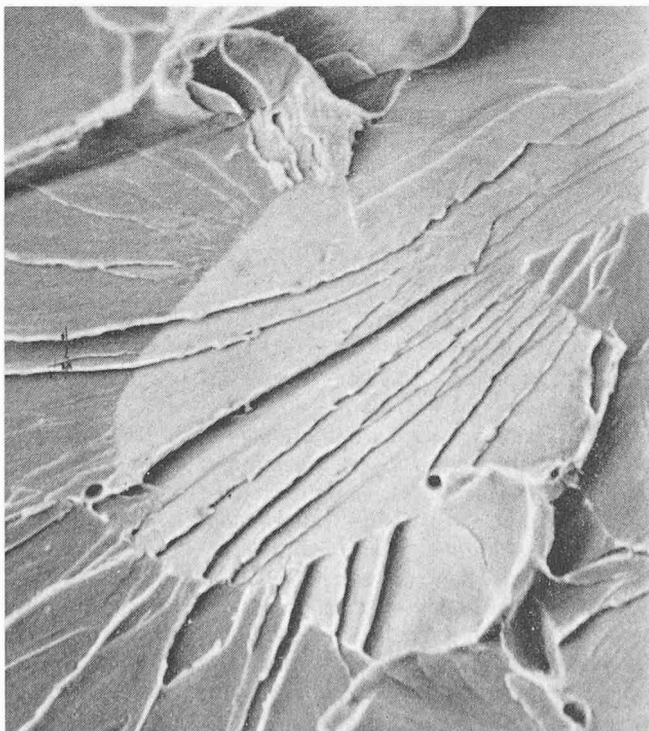
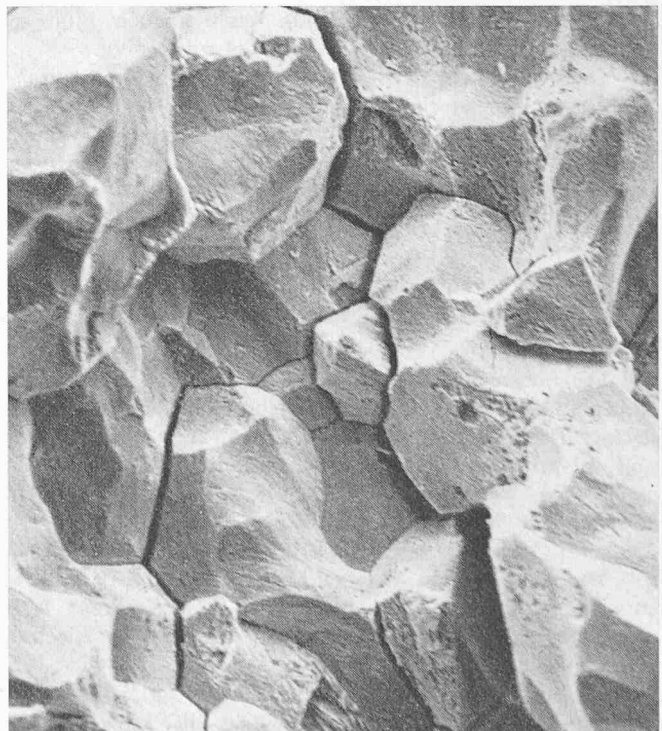


Bild 14. Korngrenzen-Bruchfläche von Stahl CK 35, gebrochen bei Biegeversuch in NO_3^- -Lösung, Bruchpartie der Zugseite, 2000fach vergrössert (REM-Aufnahme EMPA)



Längsachse verlaufen und die nur in einer Längsschnittebene gleiten können. Beansprucht man solche Whiskers durch Zug in achsialer Richtung, so können sich die Versetzungen nicht bewegen, und die hohe Gitterqualität erlaubt keine innere oder oberflächliche Mikrorissbildung. Man muss daher die Zugspannung bis zur theoretischen Trenn-(Spaltungs-)festigkeit σ_c steigern, bis plötzlich der spröde Trennbruch erfolgt. Bei Metallen wurden Festigkeiten von 1000 bis 1500 kp/mm² gefunden. Kovalent gebundene Stoffe mit ihrer sehr hohen Bindefestigkeit ergeben noch höhere Werte, so z. B. Aluminiumoxid-Whiskers solche bis 7000 kp/mm². Beansprucht man Whiskers jedoch quer zur Längsachse, so sind Deforma-

tionen möglich, und es sind darum in dieser Richtung keine extremen Festigkeiten vorhanden. Whiskers sind heute noch sehr teuer. Man setzt sie jedoch versuchsweise dort ein, wo extrem hohe, einachsige Beanspruchungen auftreten, so in Seilen und faserverstärkten Metallen für Spezialzwecke.

Literatur

- [1] W. Epprecht: Festigkeit im Lichte der heutigen Materialwissenschaft. «Schweiz. Bauzeitung» 89 (1971), H. 35, S. 875-881.

Adresse des Verfassers: Prof. Dr. W. Epprecht, Laboratorium für Werkstofflehre der ETH Zürich, Sonneggstrasse 3, 8006 Zürich.

Aus dem Bericht des britischen Forschungsrates

DK 061.2.001.891

Europäische Wissenschaftsstiftung soll Forschung koordinieren

Die ersten Schritte in Richtung auf eine europäische Zusammenarbeit im Bereich der Forschung kündigte Prof. Sir Brian Flowers, Vorsitzender des britischen Wissenschaftlichen Forschungsrates (SRC), an. Sir Brian erklärte, dass sich siebzehn europäische Länder auf die Gründung einer europäischen Wissenschaftsstiftung geeinigt haben, deren Aufgabe es sein soll, die Forschungsanstrengungen wissenschaftlicher Organisationen in den betreffenden Ländern zu harmonisieren. Bei den Ländern handelt es sich um die neun EG-Staaten sowie Griechenland, Jugoslawien, Norwegen, Österreich, Portugal, Schweden, die Schweiz und Spanien.

Die nächste Konferenz über die geplante Stiftung wird Anfang 1974 in Stockholm stattfinden. Man hofft, sich dann auf den Sitz der Stiftung einigen zu können und rasche Fortschritte zu erzielen, damit die Stiftung 1975 die Arbeit aufnehmen und wissenschaftliche Projekte im Hinblick auf optimale Ergebnisse koordinieren kann.

Sir Brian sprach in London auf einer Konferenz anlässlich der Veröffentlichung des Jahresberichts des SRC, der bei den vorbereitenden Gesprächen über die europäische Stiftung eine massgebliche Rolle gespielt hat. Dem Bericht zufolge investierte der SRC im letzten Finanzjahr über 64 Mio £ in Forschungsarbeit. Hohe Priorität soll weiterhin die Astronomie haben, doch der Rat hofft, künftig auch Biologie, Chemie und Physik in verstärktem Masse zu fördern.

In Erwägung gezogen wird der Bau eines grossen Observatoriums an einem Standort mit guten «Sichtverhältnissen» in der nördlichen Hemisphäre. Ebenfalls unterstützt werden die Arbeiten an dem bisher noch nicht erbrachten Nachweis von Gravitationsstrahlen aus dem Weltall.

Der grösste Teil des Berichts befasst sich jedoch mit den Forschungsarbeiten auf dem Sektor der Werkstofftechnologie. So wurden beispielsweise bei Glassorten, die auf Elementen wie Arsen und Selen basieren, bemerkenswerte Eigenschaften festgestellt. Bei niedrigen Spannungen fliesst in diesen Glassorten ein kleiner Strom, doch an einem bestimmten Punkt fällt ihr Widerstand so weit ab, dass ein starker Strom fliesst. Wird die Spannung verringert, werden sie wieder hochohmig. Grundlegende Arbeiten über dieses Verhalten könnten zur Herstellung neuartiger Elektronikwerkstoffe führen.

Polymerkristalle – Kunststoffe kettenartiger Form – bieten ebenfalls elektronische Möglichkeiten. Man hat festgestellt, dass sie die einzigartige Möglichkeit besitzen, Energieimpulse in bestimmte Richtungen zu leiten. Arbeiten für praktische Anwendungsfälle befinden sich bereits in einem fortgeschrittenen Stadium.

Auf dem Sektor faserverstärkte Verbundwerkstoffe, so heisst es im Bericht, werde an der Universität Nottingham wertvolle Arbeit geleistet. Mit ihr, so scheint es, hat man entscheidende Nachteile der Rissbildung bei Verbundwerkstoffen dadurch überwunden, dass eine Faser in eine andere, als Rohr ausgebildete, eingezogen wird. Dieser Aufbau ermöglicht Werkstoffe von weit grösserer Scherfestigkeit.

Auch weist der Bericht auf ungewöhnliche faserverstärkte Materialien – wie etwa Eis – hin. Letzteres zeigt faserverstärkt eine beachtlich gesteigerte Festigkeit. Ein Wissenschaftler sagte auf der Konferenz, verstärktes Eis könnte bei arktischen Bedingungen zum Bauen oder in Dauerfrostgebieten wie in Kanada oder Nordamerika zur Fertigung von Strassendecken benutzt werden.

Gasturbinen-Triebwagenzüge der SNCF

DK 625.282 : 621.438

Die Französischen Nationalbahnen (SNCF) haben schon frühzeitig die Vorteile von Düsentriebwerken für den Antrieb leichter Triebwagenzüge für hohe Geschwindigkeiten erkannt und entsprechende Versuchscompositionen ausprobiert. Ein erster Zug, bestehend aus zwei vierachsigen Triebwagen, erreichte am 30. November 1967 eine Geschwindigkeit von 238 km/h. Hierüber wurde in SBZ 86 (1968) H. 23, S. 414-416, berichtet. Weitere Angaben über die erfolgreiche Weiterentwicklung finden sich in SBZ 89 (1971) H. 3, S. 69. Aufgrund der guten Erfahrungen haben die SNCF beschlossen, eine doppelgleisige Direktstrecke Paris-Lyon zu erstellen, auf welcher planmässig mit 300 km/h gefahren werden soll. Mit den Bauarbeiten wurde bereits begonnen. Ihre Länge beträgt

388,5 km gegenüber 432,8 km der jetzigen Strecke. Die Fahrzeit soll nur 2 h bis 1 h 50 min. betragen.

Der Prototyp, der Turbotrain TGV001 (Turbotrain Experimental à Grande Vitesse), begann am 20. März 1972 mit den Werksversuchsfahrten und erreichte am 8. Dezember 1972 auf freier Strecke eine Geschwindigkeit von 318 km/h. Mit dem Abschluss der Versuche Ende 1973 wird er mehr als 100000 km zurückgelegt haben. Dieser Zug besteht aus fünf Wagen und läuft auf zwei zweiachsigen Drehgestellen an den Enden sowie vier ebenfalls zweiachsigen Jakobsdrehgestellen, auf denen jeweils zwei Wagenkästen kurzgekuppelt gelagert sind. Die beiden Endwagen enthalten die Gasturbinen-Generator-Anlagen. Die aerodynamisch günstigen Kopfformen,