

DK 539.374:539.422:666.112.3:539.219.2

Plastische Deformation von mikroskopischen Rißspitzen im Glas

Von Bernd Rauschenbach, Roland Küchler, Dresden, und Wilhelm Hinz, Berlin

(Mitteilung aus dem Zentralinstitut für Kernforschung, Rossendorf, und dem Zentralinstitut für anorganische Chemie der Akademie der Wissenschaften der DDR, Berlin)

(Eingegangen am 7. Januar 1980)

Einleitend werden Betrachtungen zur mikroplastischen Deformation eines Glases angestellt und die Bedingungen für den elektronenmikroskopischen Nachweis dargelegt. Die beschriebenen Experimente geben Aufschluß über die Beschaffenheit des Rißgrundes,

über Beziehungen zwischen Rißlänge und Länge der plastischen Zone sowie über das Rißwachstum.

Mit Hilfe eines theoretischen Rißmodells werden aus dem Verhältnis von Rißlänge und Länge der plastischen Zone sowie aus der Rißverschiebung die Fließspannungen berechnet.

Plastic deformation of microscopic crack tips in glass

Considerations bearing on micro-plastic deformation in a glass and the conditions for their examination by electron microscopy are first discussed. The experiments described give information about the character of the crack field, the relation between the lengths of crack and plastic zone and crack growth.

A theoretical model is used to calculate the yield stress from the relation between the lengths of crack and plastic zone and from the crack displacement.

Déformation plastique des pointes de microfissures dans le verre

Après quelques réflexions sur la déformation microplastique des verres, on passe en revue les conditions nécessaires au décèlement des fissures par microscopie électronique. Les essais décrits ici permettent d'obtenir des données sur la configuration du fond de fissure, sur le

rapport entre la longueur de la fissure et la longueur de la zone plastique et sur la propagation de la fissure.

Un modèle théorique permet de calculer les contraintes de fluage aussi bien à partir du rapport longueur de la fissure : longueur de la zone plastique qu'à partir du déplacement de fissure.

Im allgemeinen werden die mechanischen Eigenschaften des Glases mit den Begriffen der Elastizität und der Sprödigkeit umschrieben; nichtelastische (plastische) Phänomene finden dabei keine Berücksichtigung. Die Ursache liegt in einer makroskopisch strengen Gültigkeit des Hookeschen Gesetzes bis zur totalen Zerstörung des Werkstoffes Glas.

menhang mit von ihm zur Festigkeit spröder Körper durchgeführten Untersuchungen nicht ausgeschlossen. Schließlich wurden von Marsh [8 und 9] an verschiedenen Gläsern Fließspannungen indirekt bestimmt und die Ergebnisse mit Werten für die Bruchspannung und die Härte korreliert.

Einige neue Aspekte ergaben sich in den letzten Jahren, als im Zusammenhang mit der mechanischen Festigkeit von Glas auch dessen Oberfläche und die oberflächennahen Schichten eingehender untersucht wurden. Es zeigte sich, daß an Glasoberflächen infolge des Einflusses der Atmosphäre Zusammensetzungsänderungen auftreten. Insbesondere führt der Wassereinfluß zur Oberflächenkorrosion [1].

Im folgenden werden die Erscheinungen der plastischen Deformation in Erweiterung früherer Ergebnisse der Autoren [10] praktisch und theoretisch näher untersucht. Das besondere Interesse galt dabei einmal der Sichtbarmachung des Rißgrundes und der Gestalt des sich als plastische Zone fortsetzenden Risses und zum anderen der Verfolgung des Fließverhaltens von der Oberflächenschicht bis zum Kernglas an Hand von Rißanalysen. Möglichkeiten hierfür bieten sich in der höchstspannungselektronenmikroskopischen Untersuchung von Rissen in Glasfolien unter Einbeziehung von relativ hohen Massendicken, die noch durchstrahlbar sind, aber bei denen der Einfluß der Oberfläche weitgehend zurücktritt. Dabei ergeben sich für das Fließverhalten einige von den herkömmlichen theoretischen Vorstellungen abweichende Fakten, die einer theoretischen Neuorientierung bedürfen.

Werden derartige Oberflächenschichten mechanisch beansprucht, so treten plastische Deformationen auf. Diese Plastizität konnten sowohl Peter [2] als auch Evers [3] mit Eindruckversuchen und Dick [4] bzw. Lohmeyer [5] mit Ritzverformungen an Oberflächenschichten demonstrieren. Elektronenmikroskopische Untersuchungen von Schmidt und Hopfe [6] an dünnen Glasfolien, die der Dicke der korrodierten Oberflächenschicht entsprachen, lieferten ebenfalls den Nachweis für die plastische Verformung.

Auch für das kompakte Glas wurden mikroplastische Deformationen bereits von Smekal [7] im Zusam-

Zur Untersuchung kamen Kalk-Natronsilicatglasfolien der Zusammensetzung (Massengehalt in %):

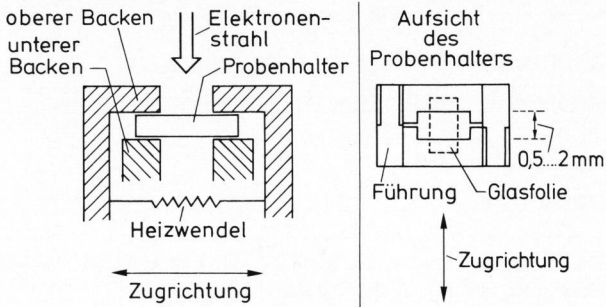


Bild 1. Schematische Darstellung des Dehtisches.

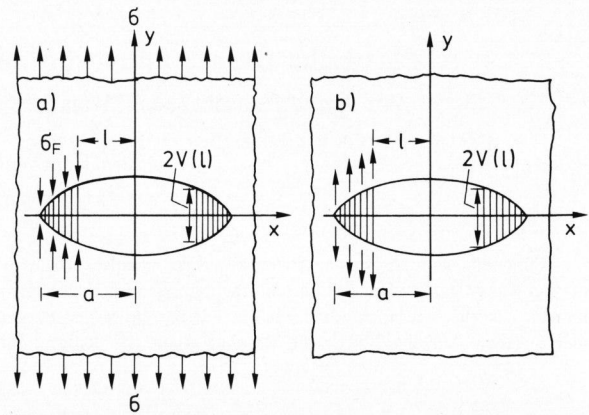
78 SiO₂; 12 CaO; 10 Na₂O. Die Folien wurden durch Ausblasen auf Dicken von 1 bis 8 μm abgedünnt und thermisch entspannt. Sekundärionenmassenspektrometrische Untersuchungen ließen keine signifikanten Veränderungen der Zusammensetzung und der Struktur an der so behandelten Folie erkennen.

Mit Hilfe des Höchstspannungselektronenmikroskopes JEM-1000 war es möglich, die relativ hohen Masendicken bei geringer Strahlenbelastung zu durchstrahlen. Der Strahlstrom betrug bei 1 MeV Strahlspannung weniger als 5 μA. Der Restgasdruck lag bei etwa 10⁻⁴ Pa.

Ein spezieller Dehtisch im Elektronenmikroskop gestattete eine unmittelbare und fortlaufende Beobachtung der Vorgänge an der Rißspitze bzw. der plastischen Zone. Die Glasfolien mit der Abmessung von etwa (4 × 10) mm² wurden auf einen in sich beweglichen Probenhalter geklebt und dieser in den Dehtisch eingebaut (Bild 1). Dadurch wurden Scherungen ausgeschlossen. Ein direktes Einsetzen der Folien in den Dehtisch bzw. ein Einbetten der Folien in metallverstärkte Polyesterfolie [10] erwies sich als ungeeignet. Der Dehnvorgang erfolgte durch Aufheizen der Wendel, deren Ausdehnung zu Zugspannungen am Untersuchungsobjekt führt. Die Messung der angelegten Zugspannung war mit Hilfe des Dehtisches nicht möglich; es wurde deshalb als Orientierungswert der Heizstrom des Dehtisches angegeben, der der angelegten Zugspannung proportional ist. Das Arbeiten mit der Antikontaminations-einrichtung verhinderte störende kontaminierende Einflüsse. Weiterhin wurde die Elektronenbeugung zur Überprüfung der Glasbeschaffenheit hinsichtlich möglicher Entglasungserscheinungen eingesetzt.

Die Bestimmung der Rißlänge, der Länge der plastischen Zone und der Rißöffnungsverschiebung erfolgte sowohl lichtmikroskopisch als auch fotometrisch am Negativ der elektronenmikroskopischen Aufnahme. Für den Elastizitätsmodul wurde der Wert von 6,8 · 10⁻¹⁰ N m⁻² verwendet.

Die elektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden in der ersten Phase an Rissen vorgenommen, die während der Präparation der Folie (willkürlich orientiert) auftraten bzw. definiert — durch Anritzen der Folie senkrecht zur Richtung der angelegten Zugspannung —



Bilder 2a und b. Schematische Darstellung a) des Rißmodells nach Dugdale und b) des Falles einer an den Rändern der plastischen Zone angreifenden konstanten Druckspannung.

eingbracht wurden. In der zweiten Phase wurden dann „in-situ“-Dehnversuche durchgeführt.

2. Theoretische Grundlagen

Die linear-elastische Bruchmechanik liefert auf der Grundlage des Griffithschen Rißmodells für die Umgebung der Rißspitze Spannungsverteilungen, die an der Spitze selbst eine Singularität aufweisen. In realen Festkörpern existiert diese Singularität nicht, da es beim Überschreiten der Fließspannung des jeweiligen Materials zu einer plastischen Verformung kommt. Das plastische Verhalten an der Rißspitze ist durch eine Reihe verschiedener Modellvorstellungen [11] beschrieben worden.

2.1. Das Dugdale-Modell

Die unten wiedergegebene, relativ weit in das Glas reichende lanzenförmige Gestalt der plastischen Zone legte für die mathematische Beschreibung des plastischen Fließens an der Rißspitze die Anwendung des Dugdaleschen Rißmodells auf der Basis des COD-Konzepts (crack opening displacement) [12] nahe. Es zeigte sich, daß die hiernach vorgenommene theoretische Berechnung der Fließspannung eine bemerkenswert gute Übereinstimmung mit den für verschiedene Materialien vorliegenden Messungen (beispielsweise mit denen in [11 und 12]) ergab.

Im Dugdale-Modell wird eine flache Ellipse der Länge 2a betrachtet, deren mittlerer Teil aus einem Riß der Länge 2l besteht und deren Enden in schmale plastische Zonen der Länge r_F auslaufen (Bild 2a). Der Riß befindet sich dabei in einem einachsigen Zugspannungsfeld. Durch eine an den Rändern des plastischen Bereiches angreifende konstante Zugspannung (mit dem Betrag σ_F) kann die Wirkung der plastischen Komponente der Verformung auf die sich elastisch verhaltende Umgebung simuliert werden. Mathematisch behandelt Dugdale [12] das beschriebene Modell mit dem Verfahren der komplexen Spannungsfunktionen [13].

Aus der Forderung, daß die Enden der plastischen Zone frei von Spannungssingularitäten sind, ergibt sich für die Länge der Zone:

$$r_F = a \left(1 - \cos \frac{\pi \cdot \sigma}{2 \sigma_F} \right); \quad (1)$$

dabei sind: $a = l + r_F$, $\sigma_F =$ Fließspannung, $\sigma =$ angelegte Zugspannung.

Aus der Verschiebung $V(l)$ am Übergang vom Riß zur plastischen Zone wird die Fließspannung σ_F berechnet:

$$\sigma_F = \frac{\pi \cdot E \cdot V(l)}{4 \cdot l \cdot \ln(a/l)}; \quad (2)$$

dabei ist E der Elastizitätsmodul.

2.2. Ein durch Innendruck belasteter Griffith-Riß

Eine entscheidende Voraussetzung für die Gültigkeit der Gleichungen (1) und (2) ist die anliegende äußere Zugspannung, die das einachsige Zugspannungsfeld bedingt. Bei Rissen in unbelasteten Proben fehlt das einachsige Zugspannungsfeld, und damit ist das Dugdale-Modell nicht anwendbar. Läßt man jedoch die vom Griffith-Riß her bekannte Spannungssingularität an der Rißspitze zu, so kann die Vorstellung des Dugdale-Risses weiter verwendet werden. Denn ein durch Belastung entstandener Riß wird sich auf Grund des irreversiblen Verhaltens der plastischen Komponente des Materials bei Entlastung nicht wieder schließen, sondern durch eine, dem plastischen Anteil adäquate konstante Druckspannung geöffnet bleiben. Die Druckspannung, die durch die plastische Zone auf den Rißrand wirkt, wird über den gesamten Bereich der Zone als konstant angenommen. Ihr Betrag soll σ_F sein. In Bild 2b ist dieser Zustand schematisch dargestellt.

Nach diesen, die Rechnung vereinfachenden Annahmen liefert die Berechnung des Verschiebungsfeldes der entlasteten Folie für die Fließspannung σ_F die Formel:

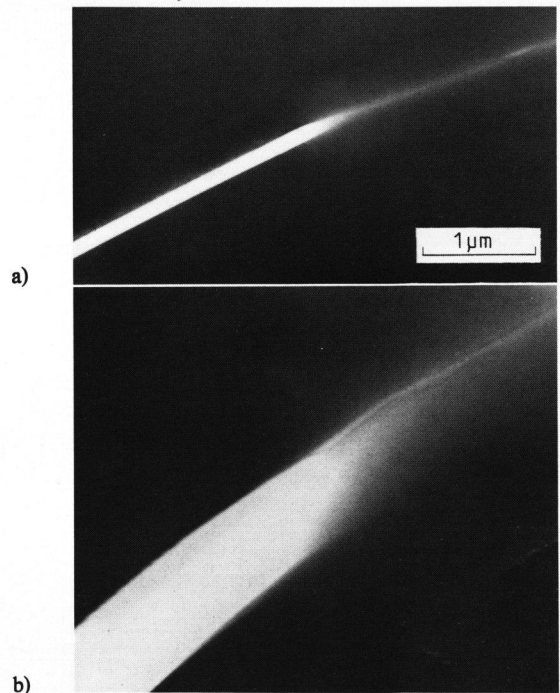
$$\sigma_F = \frac{\pi \cdot E \cdot V(l)}{4 \cdot l \cdot \ln(a/l)} \cdot \left[\frac{\arccos(l/a) \sqrt{(a^2/l^2) - 1}}{\ln(a/l)} - 1 \right]^{-1}. \quad (3)$$

Die Änderung des Dugdaleschen σ_F -Wertes läßt sich danach durch eine Funktion beschreiben, in der nur das Verhältnis a/l als Argument steht.

Nach den obigen Voraussetzungen kann Gleichung (3) natürlich nur eine grobe Näherung sein, denn auch bei Rissen, die durch die plastische Zone geöffnet gehalten werden, tritt an der Rißspitze keine Spannungssingularität auf. Die Geometrie des Risses wurde ebenfalls in den Formelausdrücken (1) bis (3) nicht berücksichtigt.

3. Ergebnisse und Diskussion

Die elektronenmikroskopische Aufnahme in Bild 3a zeigt einen Riß mit anschließender plastischer Zone in einer 2,7 µm dicken Glasfolie. Die Länge der unmittel-



Bilder 3a und b. HEM-Abbildung einer typischen Rißspitze mit plastischer Zone a) in einer Übersicht, b) bei höherer Auflösung.

Tabelle 1. Einige ausgewählte Beispiele von experimentell ermittelten Rißlängen, Längen der plastischen Zonen und Verschiebungen sowie die mit Hilfe von Gleichung (3) bestimmten Fließspannungen

Folien- dicke	Rißlänge	Länge der plastischen Zone	Ver- schiebung	Fließ- spannung
in µm	in µm	in µm	in µm	in N m ⁻²
1,0	15,62	4,92	0,100	2070
2,5	13,24	4,27	0,150	3570
3,2	11,40	3,22	0,150	4760
4,1	4,80	1,86	0,095	5130
7,6	4,07	1,21	0,076	6390

bar vor der Rißspitze einsetzenden plastischen Deformation beträgt 3,24 µm, die Rißbreite 0,15 µm. Die Abbildung stellt die typische Form der plastischen Zone – eine lanzenförmige, relativ weit in das Glas hineinreichende Deformation – dar. Die Form der plastischen Zone erscheint dabei unerwartet schmal und lang [14]. Der Bereich um den Rißgrund dieses Risses ist in Bild 3b bei höherer Auflösung wiedergegeben. Eine scharf begrenzte Rißlinie, wie sie nach der Theorie des Sprödbruchs zu erwarten gewesen wäre, ist nicht nachzuweisen; stattdessen findet man einen abgerundeten Rißgrund und eine deutlich geringere Massendicke in der plastischen Zone.

Auf der Grundlage von Gleichung (3) wurden eine Vielzahl dieser Risse und die sich anschließenden plasti-

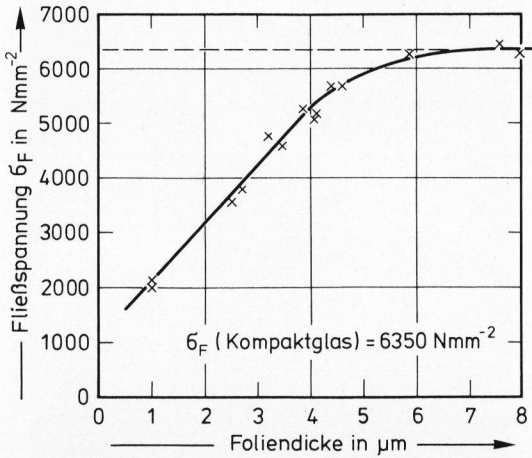


Bild 4. Abhängigkeit der Fließspannung von der Glasfoliendicke.

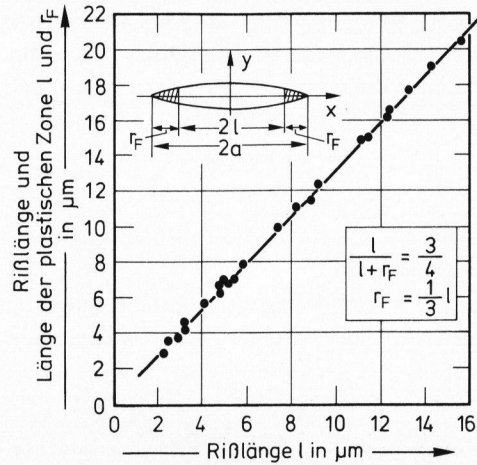


Bild 5. Darstellung des Verhältnisses von Rißlänge und Länge der plastischen Zone an Hand experimenteller Ergebnisse.

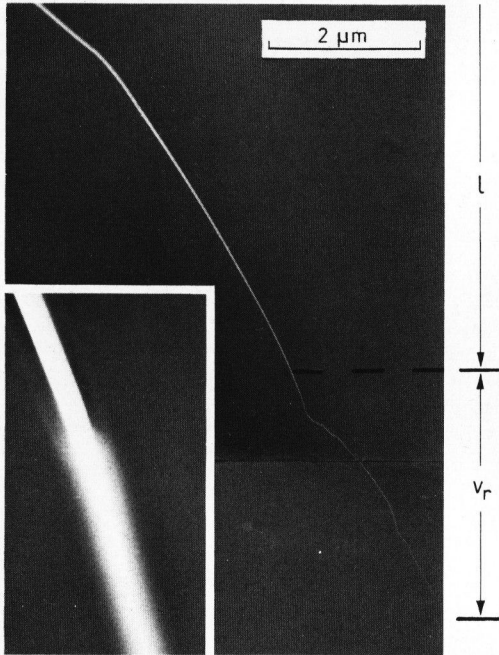


Bild 6. HEM-Abbildung einer Rißspitze zur Demonstration des l/a -Verhältnisses. Links unten die vergrößerte Rißspitze.

Mit zunehmender Foliendicke steigt die Fließspannung an, bis sie ab etwa $6 \mu\text{m}$ einen konstanten Wert von 6350 N m^{-2} annimmt. Dieser Wert dürfte der Fließspannung des Kernglases unter den gegebenen Bedingungen (Temperatur, Feuchtigkeit) entsprechen. Das Ergebnis steht in guter Übereinstimmung mit der von Marsh [8 und 9] bestimmten Fließspannung von 5145 N m^{-2} für Silicatgläser vergleichbarer Zusammensetzung. Auch die von Swain und Hagan [15] an einem Kalk-Natronsilicatglas mit der Kugeleindruck- und der Vickersmethode erhaltene Fließspannung von 4100 bis 5600 N m^{-2} ist mit diesem Ergebnis vergleichbar. Für sehr dünne Folien ($\approx 0,1 \mu\text{m}$) wird dagegen annähernd die von Schmidt und Hopfe [6] der Oberflächenschicht zugeordnete Fließspannung erreicht.

Die Ursache für den kontinuierlichen Anstieg der Fließspannung bis etwa $6 \mu\text{m}$ ist wahrscheinlich in einer Reihe konkurrierender Prozesse zu sehen. Dabei nimmt der Einfluß der Oberfläche mit steigender Schichtdicke ab. Bei hohen Schichtdicken spielt dieser Einfluß offenbar nur noch eine untergeordnete Rolle.

Es scheint weiterhin bemerkenswert, daß im „Übergangsbereich“ von Oberflächen- und Kernglas (4 bis $5,5 \mu\text{m}$ Schichtdicke) teilweise eine Aufspaltung der plastischen Zone (siehe z. B. Bild 10) festzustellen ist, eine Erscheinung, die unter $4 \mu\text{m}$ Schichtdicke nicht auftrat. Der Winkel zwischen den plastischen Zonen variiert zwischen 25 und 32° und ist wahrscheinlich von der Schichtdicke abhängig.

In welchem Maße bei den verschiedenen Gläsern über die Oberflächenschicht hinaus plastische Zonen zu erwarten sind, hängt nach Peter [2] und Ernsberger [16] von der Konzentration an netzwerkändernden Ionen ab. Für die Bildung plastischer Zonen an der Rißspitze ist mit in Betracht zu ziehen, — wie Rauschenbach und Hinz [17 und 18] zeigen konnten — daß der herrschende Spannungszustand an der Rißspitze zu einer Anreicherung an netzwerkändernden Ionen führt.

Die Abhängigkeit der Fließspannung von den Parametern Rißlänge und Länge der plastischen Zone in Ta-

schen Zonen ausgewertet. Die experimentell auswertbaren Parameter sind dabei die Rißlänge l , die Länge der plastischen Zone r_F und die Rißverschiebung $V(l)$. Die wesentlichste Voraussetzung war dabei, daß die Messung an der unbelasteten Folie vorgenommen wurde.

In Tabelle 1 sind für fünf verschiedene Foliendicken die gemessenen Werte angegeben und die nach Gleichung (3) ermittelte Fließspannung σ_F . Es ist daraus deutlich die Tendenz abzulesen, daß mit steigender Schichtdicke sowohl die Rißlänge als auch die Länge der plastischen Zone abnehmen und die Fließspannung zunimmt.

In Bild 4 ist die Fließspannung als Funktion der Foliendicke dargestellt. Für $1 \mu\text{m}$ dicke Schichten läßt sich etwa eine Fließspannung von 2000 N m^{-2} bestimmen.

belle 1 bzw. Bild 4 ließ eine genauere Analyse dieses Zusammenhanges angezeigt erscheinen.

Wie die Auswertung der experimentellen Ergebnisse zeigt (siehe Bild 5), stellt das Verhältnis l/a (mit a gleich Summe aus Rißlänge und Länge der plastischen Zone) eine Konstante dar, die sich zu 0,75 bestimmen läßt, wobei der relative Fehler nur 2,4 % beträgt. In der Konsequenz bedeutet dies, daß die Länge der plastischen Zone – unabhängig von der den Riß verursachenden Zugspannung – stets einem Drittel der Rißlänge entspricht ($r_F = 1/3 l$), ein Ergebnis, das a priori nicht zu erwarten war. Offenbar ist der Konstanten l/a eine tiefere materialcharakteristische Bedeutung zuzuschreiben.

In Bild 6 wird dieser Zusammenhang an einem experimentellen Beispiel demonstriert. Die höchstspannungselektronenmikroskopische Abbildung zeigt einen Riß der Länge $l = 15,1 \mu\text{m}$ mit einer plastischen Zone der Länge $r_F = 4,83 \mu\text{m}$ in einer $2,7 \mu\text{m}$ dicken Folie. Die nach Gleichung (3) berechnete Fließspannung beträgt $\sigma_F = 3840 \text{ N m}^{-2}$. Der Rißgrund ist seitlich bei höherer Auflösung dargestellt. Es bestätigt sich das festgestellte konstante Verhältnis von l/a .

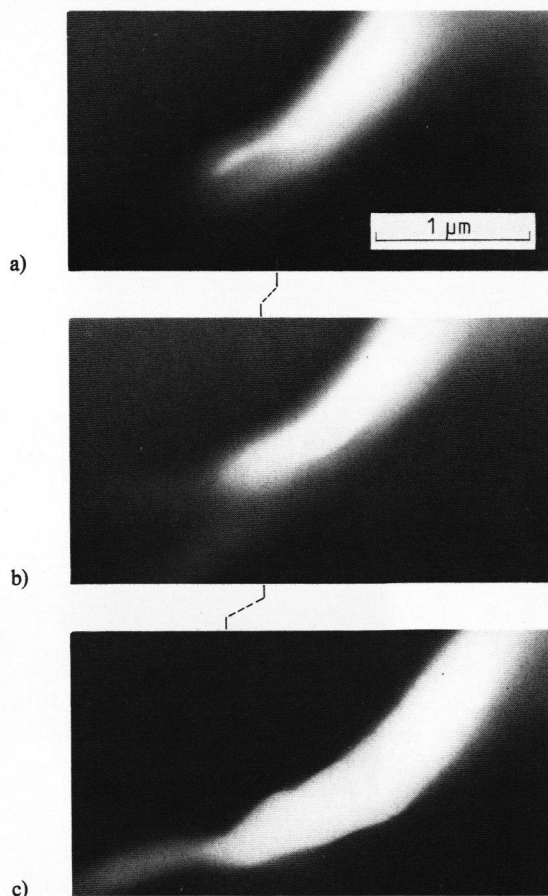
Die Veränderung der Rißlänge, der Länge der plastischen Zone und der Rißöffnungsverschiebung als Funktion einer angelegten Zugspannung konnte mit Hilfe eines Dehtisches direkt im Höchstspannungselektronenmikroskop beobachtet werden, wie es in den Bildern 7a bis c an einem Beispiel in drei Stufen dargestellt worden ist. Auch bei derartigen Aufweitungen eines Risses bleiben die angegebenen Proportionen erhalten, wobei sich im stationären Zustand in diesem Falle der konstante Betrag von $l/l + r_F = 0,75$ einstellte.

Diese Konstanz bei Aufweitung eines Risses ist für Messungen an einer Folie der Dicke $3,4 \mu\text{m}$ mit einer Fließspannung von 4632 N m^{-2} durch Bild 8 grafisch belegt. Im oberen Teil des Bildes ist die Veränderung der Rißlänge und der Länge der plastischen Zone als Funktion der angelegten Spannung (in willkürlichen Einheiten) dargestellt. Mit einer Vergrößerung der Rißlänge erfolgt eine entsprechende Erweiterung der plastischen Zone. Derartige Experimente lassen ebenso wie Bild 8 die Vermutung zu, daß auch in diesen Fällen das Verhältnis $l/l + r_F$ eine Konstante darstellt.

In den Bildern 9a und b wird das Zusammentreffen zweier Rißspitzen in zwei Stufen demonstriert. Die plastischen Zonen vereinigen sich, bevor die Glasfolien völlig zerrissen sind.

Das Wachstum eines Risses ist durch das Aufbrechen von Bindungen, d. h. durch das Überwinden der molekularen Kohäsionskräfte, gekennzeichnet. Die dabei neu zu bildenden Oberflächen müssen am Rißgrund eines realen spröden Festkörpers aus energetischen Gründen abgerundet sein (z. B. [19]). Diese abgerundeten Rißspitzen konnten in den Bildern 3a und b, 6, 7a bis c sowie 9a und b nachgewiesen werden.

Im allgemeinen wird bei der plastischen Verformung ein Teil der gebrochenen Bindungen durch viskoses Flie-



Bilder 7a bis c. HEM-Abbildungen zum Rißwachstum bzw. Wachstum der plastischen Zone bei angelegter Spannung. Der Heizstrom des Dehtisches variiert zwischen Bild 7a und b um $\Delta I = 0,05 \text{ A}$ und zwischen Bild 7b und c um $\Delta I = 0,08 \text{ A}$.

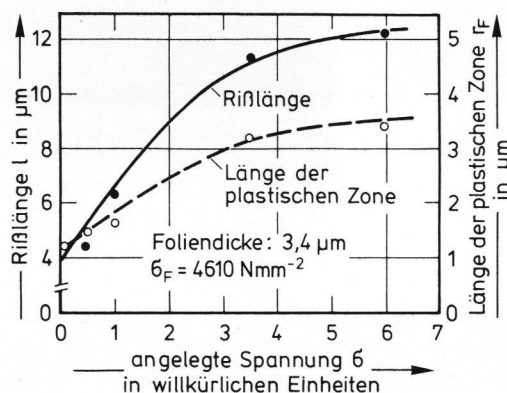
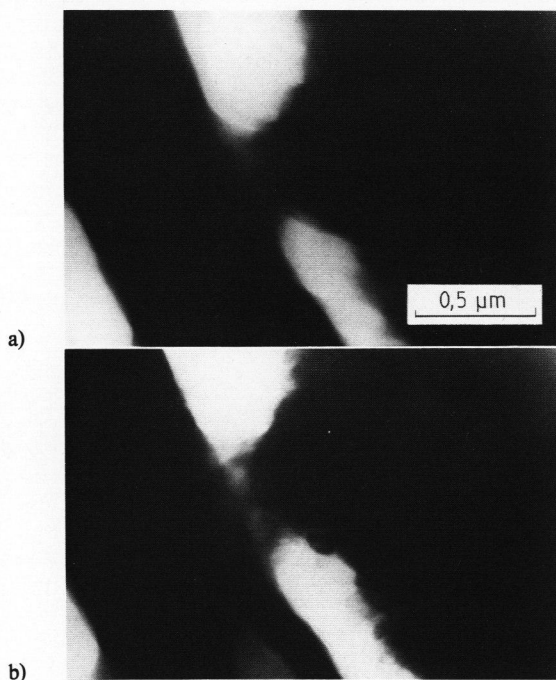


Bild 8. Darstellung der Veränderung der Rißlänge und der Länge der plastischen Zone bei angelegter Spannung.

ßen wieder neu geknüpft [20]. Diese nur teilweise Rekonstruktion der Netzwerkstruktur unterscheidet sich dann erheblich in ihren mechanischen, optischen und chemischen Eigenschaften von denen des Volumenmaterials [2 bis 5]. Dadurch wird es beispielsweise möglich, plastische Deformationen vor Rißspitzen in Gläsern mit Hilfe einer speziellen Dekorationsmethode – der Mikrobläschendekoration – nachweisen zu können, worüber



Bilder 9a und b. HEM-Abbildung des Zusammentreffens zweier Rißspitzen im Glas unter angelegter Spannung in zwei Stufen.

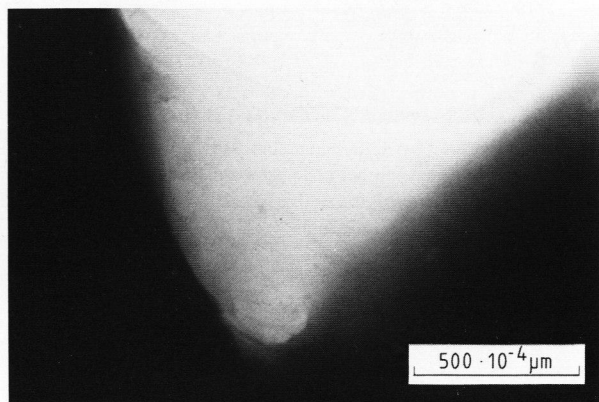
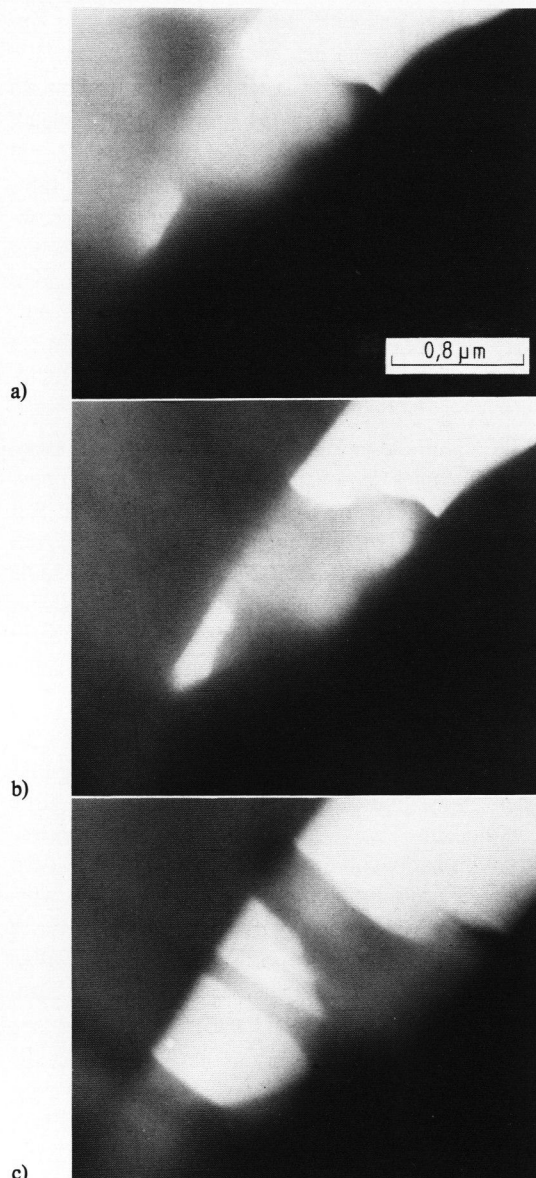


Bild 10. HEM-Abbildung einer Rißspitze im Glas bei hoher Auflösung.

an anderer Stelle [21] berichtet worden ist. Hinzu kommt die im Submikrobereich inhomogene Struktur des Glases, die durch Schwachstellen (Kerbstellen im allgemeinsten Sinne) charakterisiert ist, an denen bei wachsender Belastung die Kohäsionskräfte zuerst überschritten werden. Nach Smekal [7] wird sich der Riß inhomogen über diese Schwachstellen fortpflanzen, da diese dem Gesamtsystem eine minimale potentielle Energie gewährleisten.

Diesen Vorstellungen dürfte eine Reihe mit dem H chstspannungselektronenmikroskop sichtbar gemachter Erscheinungen, insbesondere die Bilder 10 und 11a bis c, entsprechen. Bild 10 gibt eine abgerundete Rißspitze im Glas bei relativ hoher Auflösung wieder. In der plastischen Zone ist eine Strukturierung (Craze-Bildung) zu erkennen. Mit zunehmender Belastung der pla-



Bilder 11a bis c. HEM-Abbildungen zur Craze-Bildung an Rißspitzen im Glas unter angelegter Spannung. ΔI beträgt zwischen Bild 11a und b 0,05 A und zwischen Bild 11b und c 0,75 A.

stischen Zone nimmt die Strukturierung zu, wie dies in den Bildern 11a bis c zum Ausdruck kommt.

4. Zusammenfassung

Zusammengefaßt lässt sich feststellen, daß plastische Deformationen in Gläsern direkt nachweisbar sind. An Rißspitzen bilden sie – von einem mehr oder weniger gerundeten Rißgrund ausgehend – eine relativ schmale, lange Zone. An Hand eines Modells lässt sich an Rissen unter der Bedingung der äußeren Spannungsfreiheit der Folie aus Rißlänge, Länge der plastischen Zone und Rißöffnungsverschiebung die Fließspannung direkt ermitteln. Sie liegt für das Kernglas eines Kalk-Natronsilicatglases innerhalb des Bereiches der auf indirektem Wege gewonnenen Fließspannungen und f llt zur Oberfläche hin ab. Durch eine große Zahl von Messungen

konnte ein konstantes Verhältnis zwischen Rißlänge und der Länge der plastischen Zone bestimmt werden, das in Übereinstimmung mit dem Modell steht. Im Zusammenhang mit der plastischen Zone stehen deren Aufspaltung bei größeren Foliendicken sowie deren Strukturierung.

Die Autoren sind dem Direktor des Instituts für Festkörperphysik und Elektronenmikroskopie der Akademie der Wissenschaften der DDR, Herrn Prof. Dr. habil. H. Bethge, und dem Arbeitsgruppenleiter, Herrn Dr. G. Kästner, für die Möglichkeit zur Durchführung der Untersuchungen am Höchstspannungselektronenmikroskop sowie Herrn Dr. G. Michler für die Bereitstellung des Dehntisches zu Dank verpflichtet.

5. Literatur

- [1] Rauschenbach, B. und Blasek, G.: Investigation of soda-lime-silica and lithium-silica glass surface with means of secondary ion mass spectrometry. *Appl. Phys.* **22** (1980) S. 233–236.
- [2] Peter, K.: Sprödbrech und Mikroplastizität von Glas in Eindruckversuchen. *Glastechn. Ber.* **37** (1964) S. 333–345.
- [3] Evers, M.: Plastische Verformung von Glas mit Diamantendrücken. *Glastechn. Ber.* **40** (1967) S. 41–43.
- [4] Dick, E.: Plastische Verformung, Anrißbildung und statische Ermüdung bei Ritzversuchen an Tafelglas. *Glastechn. Ber.* **46** (1973) S. 120–128.
- [5] Lohmeyer, S.: Die Veränderung von Glasoberflächen durch Wasser und wäßrige Lösungen. *Beitr. elektronenmikroskop. Direktabb. Oberflächen* **4/1** (1971) S. 59–75.
- [6] Schmidt, V. und Hopfe, J.: Observation of Dugdale cracks in glass foils – a method for studying surface plasticity of soda-lime glass. *J. Mater. Sci.* **13** (1978) S. 1599–1602.
- [7] Smekal, A.: Die Festigkeitseigenschaften spröder Körper. *Ergebn. exakt. Naturwiss.* **15** (1936) S. 106–188.
- [8] Marsh, D. M.: Plastic flow in glass. *Proc. Roy. Soc. A* **279** (1964) S. 420–435.
- [9] Marsh, D. M.: Plastic flow and fracture of glass. *Proc. Roy. Soc. A* **282** (1964) S. 33–42. [Ref. *Glastechn. Ber.* **40** (1967) S. 63.]
- [10] Rauschenbach, B.; Küchler, R. und Hinz, W.: Höchstspannungselektronenmikroskopische Untersuchungen zur Rißbildung in Gläsern. *Silikattechn.* **29** (1978) S. 204–205. [Ref. *Glastechn. Ber.* **53** (1980) Nr. 4, 80R0664.]
- [11] Vitvitskii, P. V.; Panasyuk, V. V. und Yarema, S. Y.: Plastic deformation around crack and fracture criteria – a review. *Eng. Frac. Mech.* **7** (1975) S. 305–314.
- [12] Dugdale, D. S.: Yielding of steel sheets containing slits. *J. Mech. Phys. Solids* **8** (1960) S. 100–104.
- [13] Mußchelischwili, N. I.: Einige Grundfragen zur mathematischen Elastizitätstheorie. Leipzig: VEB Fachbuchverlag 1974.
- [14] Ernsberger, F. M.: *Pers. Mitt.*
- [15] Swain, M. V. und Hagan, J. T.: Indentation plasticity and the ensuing fracture of glass. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **9** (1976) S. 2201–2214. [Ref. *Glastechn. Ber.* **50** (1977) 77R1506.]
- [16] Ernsberger, F. M.: Mechanical properties of glass. In: Götz, J. (Hrsg.): *Glass '77, XI. Int. Congr. Glass, Prague 1977. Vol. 1.* Prag: CVTS – Dům techn. 1977. S. 293–321.
- [17] Rauschenbach, B. und Hinz, W.: Elastische Wechselwirkung zwischen Defekten und Atomen im Festkörper am Beispiel des Glases. *Exp. Techn. Phys. (In Vorb.)*
- [18] Rauschenbach, B. und Hinz, W.: Segregation an mikroskopischen Rißspitzen im Glas. *Silikattechn.* **30** (1979) Nr. 11, S. 329–331.
- [19] Bartenev, G. M.: The structure and mechanical properties of inorganic glasses. Groningen: Wolters-Noordhoff 1970. [Ref. *Glastechn. Ber.* **44** (1971) R71-0321.]
- [20] Douglas, R. W.: Some comments on indentation tests on glass. *J. Soc. Glass Technol.* **42** (1958) S. 145T–157T. [Ref. *Glastechn. Ber.* **33** (1960) S. 340.]
- [21] Rauschenbach, B. und Hinz, W.: Mikrodefektstrukturuntersuchungen oberflächennaher Schichten des Glases mit einer Bläschenmethode. *Glastechn. Ber.* **51** (1978) S. 25–33.