

Glasbauschäden

Der wachsende Einsatz von Glas und Glasprodukten im konstruktiven Hochbau als tragender Primärbaustoff mit neuen funktionalen Werkstoffeigenschaften – bei architektonisch-ästhetisch hochwertiger „transparenter“ Gestaltung – bringt naturgemäß größere und kompliziertere Beanspruchungen mit problematischen Versagens- bzw. Bruchgefährdungen mit sich. Als erster von zwei Teilen widmet sich dieser Beitrag der thermodynamisch und bruchmechanischen Betrachtung von Glas als konstruktivem Werkstoff.

AUTOREN:

Ao. Univ.-Prof. DDr. Elmar Bölcskey

O. Univ.-Prof. DDr. Ulrich Schneider

Der innovative statisch-konstruktive Einsatz von Gläsern in der transparenten Architektur verläuft unaufhaltsam seit etwa 150 Jahren, genauer gesagt, seit der industriemäßigen Errichtung des Kristallpalastes anlässlich der Weltausstellung im Londoner Hyde Park Mitte des 19. Jahrhunderts. Diese Weltausstellung war der Anfang zu einer neuen, „transparenten“ präsentaionsorientierten Architekturepoche, wofür mit dem Werkstoff Glas als gestalterisches und meist dem Raum abschließendes Element eine ideale Baustoffauswahl bzw. Entscheidung getroffen wurde.

Strukturbild und technische Eigenschaften der Baugläser

Zur Auswertung/Beurteilung von Glasbauschäden sind (Grund-)Kenntnisse des strukturellen Glasaufbaus notwendig. Bei normalen „Zimmertemperaturen“ wird Glas – vom Techniker thermodynamisch vereinfacht betrachtet – als eine „eingefrorene“ unterkühlte „feste“ Flüssigkeit angesehen bzw. definiert. Gemäß der Struktur-Definition der ASTM (American Society for Testing and Material) ist Glas „ein anorganisches Schmelzprodukt, dessen Abkühlung sich ohne wesentliche Kristallisation vollzieht und das unterhalb des Transformationspunktes einen erstarrten Zustand einnimmt.“

Für Konstruieren, Planen und Ausführen also Bauen mit dem Werkstoff

Glas, stehen uns die folgenden mechanischen und bauphysikalischen bzw. thermischen „Eigenschaften“ und Baustoff- Kenngrößen (in der untenstehenden Tabelle 1 nach [3] und [11] zusammengestellt) zur Verfügung.

Chemisch gesehen besteht Glas hauptsächlich (im „Gebrauchsglas ca 75%“) aus Quarz-Sand (Netzwerkbildner, Kieselsäure SiO_2), aus Soda und früher (als „Böhmisches Glas“) aus Pottasche (Netzwerkwandler, Flussmittel, Natriumcarbonat, Na_2CO_3 , Kaliumcarbonat K_2CO_3) und aus Kalkspat, sowie Kalziumcarbonat CaCO_3 als Stabilisator. Wurden anstelle von Calciumoxid im Kaliglas zusätzlich Bleioxid, PbO (mindestens 10% der Masse) eingesetzt, so erhält man ein leicht schmelzbares Bleikristallglas von hoher Dichte (3,5 bis 4,8 g/cm^3 !) und

Tabelle 1: Wichtigste technische (mechanische, bauphysikalische und thermische) Kennwerte vom Werkstoff Glas

Eigenschaften	Symbol	Maßeinheit	Floatglas	TVG	ESG
(Spezifische) Dichte	ρ	$[\text{g/cm}^3]$	2,5	2,5	2,5
Biege(zug)festigkeit (Messwert)	σ_{bz}	$[\text{N/mm}^2] [\text{MPa}]$	ca. 100	ca.120	ca.150
Druckfestigkeit	σ_d	$[\text{N/mm}^2] [\text{MPa}]$	700-900	700-900	700-900
Elastizitätsmodul	E	$[\text{N/mm}^2] [\text{MPa}]$	$7,3 \cdot 10^4$	$7,3 \cdot 10^4$	$7,3 \cdot 10^4$
Poisson-Zahl	μ		0,23	0,23	0,23
Ritzhärte (Mohs-Härte)		Skala nach Mohs	5-6	5-6	5-6
Mittlerer thermischer Längendehnungskoeffizient (bei -20 bis+200°C)	α	$[\text{K}^{-1}]$	$9,0 \cdot 10^{-6}$	$9,0 \cdot 10^{-6}$	$9,0 \cdot 10^{-6}$
Wärmeleitfähigkeitskoeffizient	λ	$[\text{W/mK}]$	0,8	0,8	0,8
Spezifische Wärmekapazität	c	$[\text{J/kgK}]$	720	720	720
Maximale Gebrauchstemperatur kurzzeitig	T	$[\text{°C}]$	120	200	250
Maximale Gebrauchstemperatur dauerhaft	T	$[\text{°C}]$	80	200	250
Brechungsindex		$[\text{N}]$	1,52	1,52	1,52
Lichttransmissionsgrad für 4mm Dicke			0,87	0,87	0,87
Gesamtenergietransmissionsgrad für 4mm Dicke			0,80	0,80	0,80
Schallgeschwindigkeit	v	$[\text{m/s}]$	5000	5000	5000
Bearbeitung nach Herstellung			ja	nein	nein
Spontanbruch möglich			nein	nein	ja

starkem Lichtbrechungsvermögen. Abarten davon sind das „Flintglas“ (für optische Zwecke, Messgeräte usw. bereits von Joseph v. Fraunhofer gerne verwendet) und der besonders bleihaltige „Strass“, der im Lichtbrechungsvermögen dem Diamanten nahe kommt (ohne aber deren Ritzhärte zu besitzen) und seit dem 18. Jahrhundert zur Imitation / „Nachahmung von Diamanten“ bzw. von Edelsteinen dient. Die ursprüngliche französische Bezeichnung nach dem elsässischen Erfinder, Juwelier und Optiker Georges Frédéric Strass (1701 – 1773) „piesses de strass“ („Steine von Strass“) bürgerte sich im deutschen Sprachraum als Abkürzung „Strass“ für Edelstein-Imitationssteine ein. (Übrigens „Strass“ ist seit 1977 auch eine eingetragene Schutzmarke der Tiroler Firma Swarovski für Schmuck- und Beleuchtungs-Kristallkomponenten.) Auch für den heutigen Sammler von altösterreichischem Modeschmuck, sind solche Edelstein-Imitationen interessant, besonders die, in damals deutschsprachigem Gablonzer Manufakturen in Nordböhmen (heute Jablonec, Tschechische Republik) erzeugte „Alt-Gablonzer-Stücke“ aus schwarzem Glas.

Das prinzipielle Zusammenwirken dieser aufgezählten Hauptsubstanzen erläutern die verschiedenen sogenannten Modellbeschreibungen bzw. Strukturtheorien, welche im Folgenden kurz erläutert werden.

Obwohl Glas zu den ältesten von Menschenhand geschaffenen Werkstoffen der Technik- bzw. Architekturgeschichte gehört, verhinderten die zu große Inhomogenität und Fehlerhaftigkeit (wie Blasen, Schlieren, Steinchen, Farbstiche usw.) lange Zeit klare (und quantitative) Aussagen über die Strukturfragen des atomaren Aufbaus. Erst in der ersten Hälfte des XX. Jahrhunderts, entwickelten sich (aufgrund röntgenographischer Untersuchungen) zwei teilweise stark widersprüchliche Strukturhypothesen [2]:

- Die „Kristallittheorie“ von Lebedew (1921) und
- die Netzwerktheorie von Zachariasen und Warren (1932/33)

Werner Vogel, der bekannte Glaschemiker [2], [6] beschrieb die spannende

Glasstruktur-Netzwerkypothesen

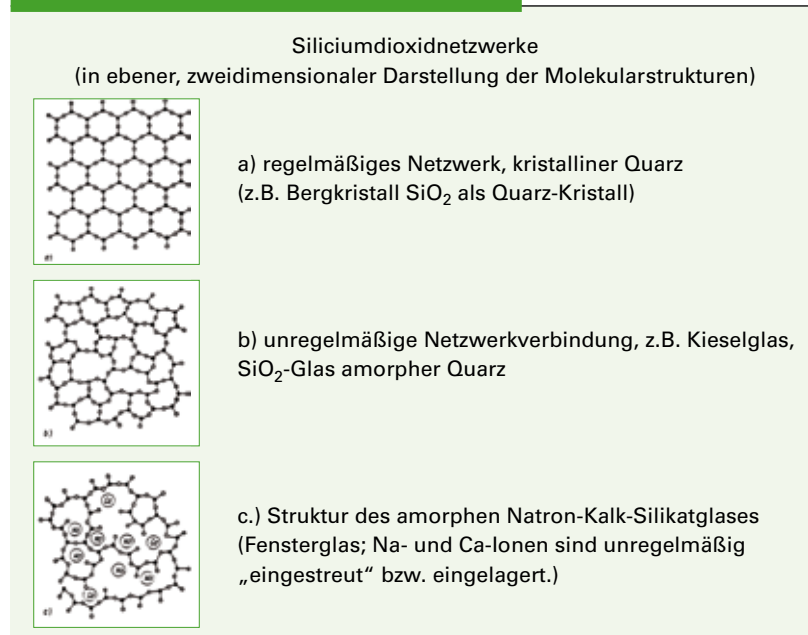


Bild 2: Schematische Darstellung der Glasstruktur-Netzwerkypothesen nach [12]

Situation mit folgenden Worten: „Beide Theorien waren völlig gegensätzlicher Art und wurden von ihren Anhängern lange Zeit nahezu wie Religionen behandelt. Sie haben jedoch beide als Leitfäden für die Glasentwicklung ganz entscheidende sprunghafte Fortschritte gebracht“. Die mittlerweile allgemein anerkannte Strukturdeutung, die Netzwerktheorie (von Zachariasen und Warren) beschreibt Glas als eine dreidimensionale unregelmäßige raumnetzwerkartige Verknüpfung bei silikatischen Gläsern -in Form von $[\text{SiO}_4]$ -Tetraedern. Werden bei der Bildung der Glasstruktur in ein solches Raumnnetzwerk durch Zusammenschmelzen von SiO_2 und Na_2CO_3 oder CaCO_3 große Kationen (Na- oder Ca-Ionen) eingebaut, führt es zur „Sprengung“ der Sauerstoffbrückenverbindungen des Netzwerkbildenden $[\text{SiO}_4]$ -Tetraeders. Infolge „Auseinanderklaffen“, des oben beschriebenen gerüstartigen Netzwerkes, kommt es zur Bildung größerer Hohlräume, in welche die „Kationen-Netzwerk-wandler“ eingelagert/eingebaut werden [2].

Liegt eine statistisch gleichmäßige Verteilung der „Netzwerk-wandler“ im dreidimensionalen vom „Netzwerk-bildner“ gebildeten Raumnnetzwerk-„Gerüst“ vor, lassen sich manche Glaseigenschaften -in Abhängigkeit von

der Glaszusammensetzung im Schmelzsystem- in bestimmten Grenzen auch „vorausberechnen“ bzw. optimieren.

Mit der Kristallittheorie (von Lebedew), d. h. durch die Annahme von „Kristallitbezirken“ im Glas sind besonders Unstetigkeitsprobleme in den Eigenschaftskurven von Glassystemen zu deuten, also Problembereiche, bei denen die o. a. Netzwerktheorie keine befriedigende Erklärung liefert. Die vergleichende Grund-Strukturdarstellung (Bild 2, oben, nach [12]) signalisiert, dass Glas über eine Nahordnung in Form der SiO_4 -Tetraeder verfügt, jedoch eine erkennbare kristalline Formordnung fehlt. Dieses zeigt sich auch durch das Fehlen des für Kristallstrukturen typischen definierten Schmelzpunktes, welcher im Glas durch das Auftreten eines über 10 bis 20 Dekaden breiten Temperaturbereiches ersetzt ist.

Die beiden diskutierten „klassischen“ Hauptstrukturhypothesen werden nach den aktuellen „letzten“ Stand der Glasforschung eher als für Grenzfälle zutreffende Theorien betrachtet, während die große Masse der verwendeten Gläser feinstrukturgemäß dazwischen liegt. Elektronenmikroskopische Untersuchungen der letzten 50 Jahre zeigten auf, dass viele Glaseigenschaften, nicht geklärte Produktions-

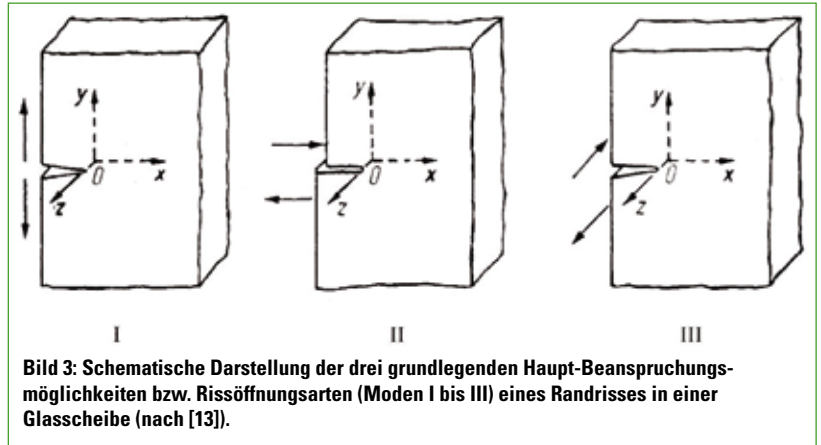
störungen und bisher unerklärbare Schadensbilder durch Mikrophasen-Trennungerscheinungen stark beeinflusst werden.

Die Phasentrennungsuntersuchungen in der Glas-Strukturanalyse führen zu einer „Neuaufgabe“ der anfangs erklärten Wechselwirkungen zwischen Elektronen-Optik (elektronenoptischen Registrierung/Untersuchung der Entmischungs-Bezirken) und moderner Glasforschung. Wie bereits in der Einleitung angedeutet lässt sich Glasbruch mit den Mitteln/Methoden der linearen- bzw. „Sprödbbruchmechanik“ am besten beschreiben bzw. die relativ genaueste Vorhersage der Bruchsicherheit formulieren.

Bei Gläsern (ohne thermische Vorspannung) wird die praktische (Zug-) Festigkeit des Glases im Wesentlichen durch die Kerbempfindlichkeit der durch teilweise herstellungsbedingte mechanische Einwirkungen mikroskopisch oder makroskopisch geschädigten Oberfläche geprägt [11], [13]: Glasbrüche entstehen sobald die (von vielen problematischen Einflüssen abhängige) Riss- Ausbreitungsgeschwindigkeit einen kritischen Wert erreicht bzw. überschritten hat. Durch die erwähnte Kerbwirkung, (im Bereich von Schädigungskerben an der defekten Glasoberfläche) entstehen bei einer Zugbeanspruchung Spannungsspitzen am Rissgrund, die nahezu schlagartig, „ohne Vorankündigung“ zum Bruchversagen führen, wenn die spezifische Bruchzähigkeit überschritten wird.

Es werden in der Bruchmechanik je nach Beanspruchungsart drei Hauptbeanspruchungsfälle („Moden I, II, III) und infolge dessen bei der Rissausbreitung drei verschiedene Rissöffnungsarten (Bild 3, oben rechts, [13]) unterschieden.

Da die Längs- und Querschering (nach „Moden“ II und III) bei Bruchvorgängen von biegebeanspruchtem (Bau-)Glas meistens nicht relevant wird, brauchen wir z.B. für die Bruchmechanische Beschreibung eine (als unendlich ausgedehnt gedachte) Glasscheibe unter konstanter Zugbelastung im Nahfeldbereich des Risses nur den Moden I berücksichtigen. Durch die bruchmechanische Formulierung des



„Griffithischen Bruchkriteriums“ als „Sonderfall“ des Kräftegleichgewichtes gilt:

$$G = G_C$$

d.h., dass die Rissausbreitungskraft G (als Aktion) beim Einsetzen vom Risswachstum der Risswiderstandskraft G_C (als „Materialwiderstand“-Reaktion) gleich sein muss [14].

Wird die Bruchzähigkeit als werkstoffspezifisches Parameter „Spannungsintensitätsfaktor“ K_{1c} im Sinne des linear-elastischen „Bruchmechanik (LEBM)-Konzeptes [15], [16] formuliert, gilt für den idealen, statischen Griffith-Riss mit der Risstiefe a (Bild 4, unten) bei der für sprödelastische Glaswerkstoffe maßgeblichen Rissöffnungsart I („Klaffung“ senkrecht zur Rissfläche):

$$K_{1c} = \sigma_c (\pi \cdot a)^{1/2} \cdot f(a/W)$$

Die (Maß)Einheit für den Spannungsintensitätsfaktor lautet $[MPa\sqrt{m}]$ oder $[MPa m^{1/2}]$ bzw.

$$\frac{MN}{m^{3/2}} \cdot da, \text{ da } 1 \text{ MPa} = \frac{1MN}{m^2} \text{ ist.}$$

In der o.a. Gleichung bedeuten:

σ Spannung (bezogen auf den homogenen Glasquerschnitt)

a Risslänge

$f(a/W)$ Geometriefaktor bzw. „Korrekturfunktion“ zur Berücksichtigung unterschiedlicher Belastungsarten, geometrischer Verhältnisse und Risskonfigurationen, siehe auch Bild 4.

o. a. Geometriefaktor variiert bei Glas stark in Abhängigkeit von der Schwächungsart und Kerbgeometrie etwa zwischen 1,00 (Reibungsschwächung z.B. Glas auf Glas) bis 1,99 (einfacher makroskopischer Oberflächenriss) [14], wird meistens experimentell bestimmt.

Die, von verschiedenen (Glas-)Forschern durch Messungen experimentell ermittelten und publizierten Bruchzähigkeit K_{1c} -Werte für Natron-Kalk-Silikatgläser sind nach [14] in der unten stehenden Tabelle zusammengefasst.

Wird die o. a. Bruchzähigkeits-Grundgleichung in folgender Form umgeschrieben:

$$a = \left(\frac{K_{1c}}{\sigma_c} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi}$$

dann kann z.B. die kritische Risslänge eines Glasfenster-Oberflächenscha-

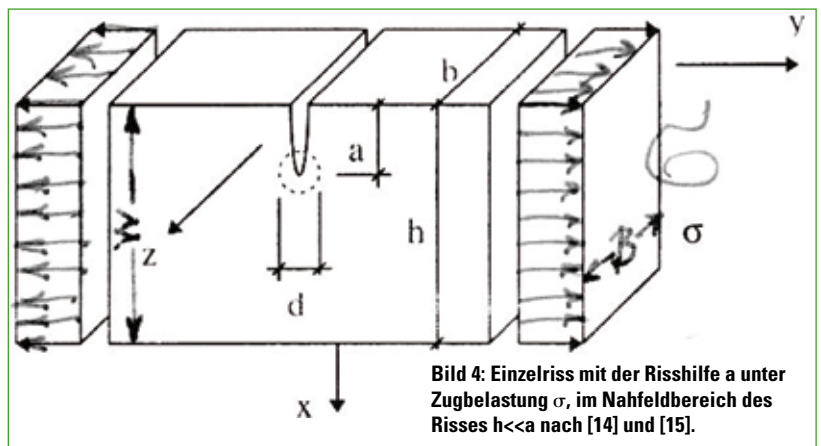


Bild 4: Einzelriss mit der Risslänge a unter Zugbelastung σ , im Nahfeldbereich des Risses $h < a$ nach [14] und [15].

dens bruchmechanisch folgendermaßen abgeschätzt werden [14] [16]:

Unter Annahme einer geschätzten Bruchzähigkeit $K_{1c} \sim 0,80 \text{ MN m}^{-3/2}$ (vergleiche Tabellenwerte) und bei einer (höheren) Biegezugbeanspruchung von

$$\sigma_{bz} = \sigma_{bz} = 45 \text{ N/mm}^2 = 45 \text{ MPa} = 45 \text{ MN/m}^2 \text{ ergibt sich für}$$

$$a = \left(\frac{0,8[\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}]}{45[\text{MN/m}^2]} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi} = \frac{0,000316}{\pi} =$$

$$0,0001006 \text{ m} \cong 0,10 \text{ mm}$$

d.h. bereits bei einer (Kerb-)Tiefe des zugbelasteten Risses von 1/10 mm kann es bei höheren Biegebeanspruchungen zum schlagartigen Rissversagen kommen.

Bereits obere, stark vereinfachte Betrachtungen (z.B. wurde der Geometrie-Korrekturfaktor ~ 1 gesetzt) zeigen auf, dass die (Biege-)Festigkeit von besonders spröden Werkstoffen (z.B. Gläsern) keine konstante Materialkenngröße darstellt und von der Oberflächenqualität (Entmischungen, Einschlüsse, Oberflächendefekte usw.) bzw. vom mechanischen Bearbeitungszustand stark abhängig ist.

In der (Grund-)Konzeption bruchmechanischer Schadensfallanalysen und Sicherheitsbetrachtungen rissbehafteter spröder Bauteile (z.B. Glasbauteile) wird Bruchvorgang bzw. Bruchversagen immer als Ergebnis einer Rissausbreitung betrachtet [15], [16].

Das obenstehende Bild 5 zeigt den prinzipiellen Zusammenhang zwischen (wirksamer) Risslänge und Kurzzeit-Zugfestigkeiten der Glaswerkstoffe nach [14], [17].

In der Baupraxis kommt es oft zur problematischen Überlagerung statisch-konstruktiver und bauphysikalischer Spannungen, z.B. Biege- und Temperaturspannungen und dadurch zur Gefährdung der Gebrauchstauglichkeit, insbesondere bei Überkopferverglasungen.

Werden benachbarte Glaszonen groß-

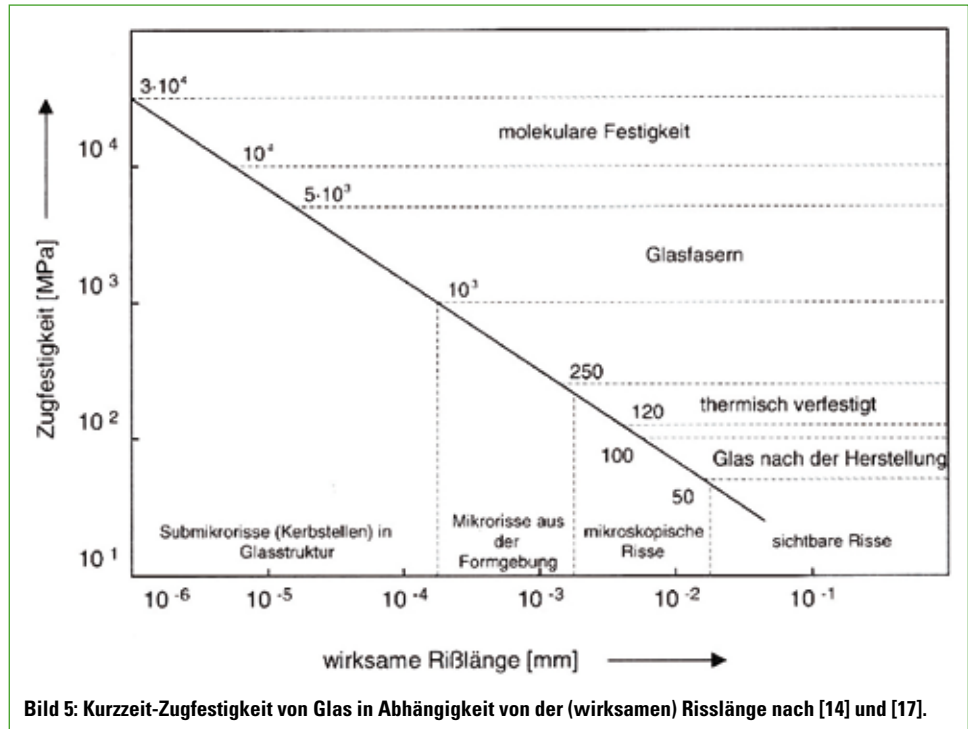


Bild 5: Kurzzeit-Zugfestigkeit von Glas in Abhängigkeit von der (wirksamen) Risslänge nach [14] und [17].

er Gebäudehüllen bzw. Glasflächen unterschiedlich stark erwärmt, können beträchtlich große Temperaturspannungen entstehen, da ein rascher Temperaturengleich aufgrund des relativ niedrigen Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten von Glas, ($\lambda = 0,8 \text{ [W/mK]}$), siehe Tabelle 1) bauphysikalisch nicht möglich ist.

Zur groben Abschätzung der möglichen Auswirkungen von Temperaturdifferenzen (von ca. $\Delta T = 20$ bis 60°C , übliche Größenordnung in der Hochbau-Praxis) einer gerissenen, inhomogenen bzw. „eingekerbten“ Glasflächenfläche (Anrisstiefe a) sind die Zahlenwerte aus der nebenstehenden Tabelle 3 zu entnehmen:

Aus den o. a. „kerbspannungstheoretischen“ Überlegungen und bruchmechanischen Abschätzungen, kann man folgende „Faustregeln“ für Glasbrüche aufstellen:

Je größer die Anrisstiefe an der „eingekerbten“ Glasoberfläche, desto geringer

wird die zum Bruchvorgang führende „kritische“ Biegezugfestigkeit. Dieses Prinzip gilt auch für die Temperatur-(wechsel-)Beständigkeit:

Je tiefer der Oberflächenanriss desto geringer ist die zum Bruch führende Temperaturdifferenz. Zusammenfassend sollte nach [11] ausgesagt werden, dass bei den Hochbauüblichen Temperatur Differenzen von ca. $30 - 50^\circ\text{C}$ bereits bei relativ geringen Anrisstiefen von ca. $0,05$ bei $0,10 \text{ mm}$ eine Bruchgefährdung der betroffenen Glasscheiben nicht ausgeschlossen werden kann.

Teil 2 dieses Beitrages folgt im nächsten baumagazin Ende April und beleuchtet die Objekt- und Brandschutz-Aspekte dieses Themas (inkl. Literatur-Hinweise).

Tabelle 3: Charakteristische Zusammenhänge zwischen Anrisstiefe, Biegezugfestigkeit und Temperaturwechselbeständigkeit nach [11].

Temperaturdifferenz ΔT [°C]	Biegezugfestigkeit G [N/mm ²]	Anrisstiefe a [mm]
20	12,2	0,17
30	18,3	0,08
40	24,4	0,04
50	30,5	0,03
60	36,6	0,02

Tabelle 2: Bruchzähigkeit von Kalk-Natron-Silikatglas

Autor	Jahr	K_{1c} [MN m ^{-3/2}]
Wiederhorn	1967	0,82
Gehrke, Ullner, Hänert	1987	0,78
Ullner	1993	0,76