

- [5] KISTLER, S. S.: Condensed-state reactions. In: O. Verf. Proc. Symposium of High Temperature, Berkeley 1956. S. 151 – 158.
- [6] KLEBER, W.: Keimbildung und Kristallwachstum in Gläsern. Silikattechn. **13** (1962) S. 5 – 10. [Ref. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 256.]
- [7] VOGEL, W.: Struktur und Kristallisationsverhalten von Gläsern. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1965. S. 165, 173. [Ref. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 468.]
- [8] BUCHNER, N.: Theorie der Gasdurchlässigkeit von Kunststoffolien. Kunststoffe **49** (1959) S. 401 – 406.
- [9] VOGEL, W. und GERTH, K.: Gesteuerte Kristallisation im Glas. Z. Chem. **2** (1962) S. 261 – 274. [Ref. Glastechn. Ber. **39** (1966) S. 305.]
- [10] VOGEL, W.: Neue Erkenntnisse über die Glasstruktur. Silikattechn. **10** (1959) S. 241 – 250. [Ref. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 255.]
- [11] DIETZEL, A. und WICKERT, H.: Der Verlauf der Glasigkeit im System Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub>. Glastechn. Ber. **29** (1956) S. 1 – 4.
- [12] BRÜCKNER, R.: Zur Kinetik des Stoffaustausches an den Grenzflächen zwischen Silicatglas- und Salzschnmelzen und des Stofftransportes in Silicatglasschnmelzen unter besonderer Berücksichtigung des Verhaltens von Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und seinen Zersetzungsprodukten. Teil II. Der Substanz-
- austausch zwischen Silicatglas- und Salzschnmelzen. Glastechn. Ber. **34** (1961) S. 515 – 528. Teil III. Thermische und chemische Zersetzung von Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> und der Substanz-austausch zwischen Silicatglasschnmelzen und der SO<sub>2</sub>-haltigen Atmosphäre. Glastechn. Ber. **35** (1962) S. 93 – 105.
- [13] CRANK, J.: The mathematics of diffusion. Oxford: Clarendon Press 1956.
- [14] LAI, D. Y. F.: The analysis of diffusion data. UCRL-12051-T, 1964.
- [15] MOREY, G. W.: Properties of glass. New York: Reinhold 1954. [Ref. Glastechn. Ber. **29** (1956) S. 104.]
- [16] FRISCHAT, G. H. und OEL, H. J.: Transportvorgänge in glasigem und kristallinem Na<sub>2</sub>O·2CaO·3SiO<sub>2</sub>. Glastechn. Ber. **39** (1966) S. 50 – 61.
- [17] MALKIN, V. I. und MOGUTNOV, B. M.: Eigendiffusion der Alkaliionen in Silicatschnmelzen. (Orig. russ.) Otdel. Tekh. Nauk. Met. i Toplivo **37** (1960) Nr. 2. Dokl. Akad. Nauk. SSSR **141** (1961) Nr. 5, S. 1127 – 11130.
- [18] ZARZYCKI, J. und MEZARD, R.: A direct electron microscope study of the structure of glass. Phys. and Chem. Glasses **3** (1962) S. 163 – 166. [Ref. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 20.]
- [19] HEDVALL, J. A.: Einführung in die Festkörperchemie. Braunschweig: Vieweg 1952. S. 193. (45411)

DK 620.193.43:541.8:532.73:666.1.031.13:546.33'284:666.192

## Auflösung von Quarzglas in einer Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub>-Schmelze

Von MARIE TRUHLÁŘOVÁ und OTAKAR VEPŘEK, Prag (Tschechoslowakei)

(Mitteilung aus dem Laboratorium für Silikatforschung der Tschechoslowakischen Akademie der Wissenschaften und der Chemischen Hochschule, Prag)

(Eingegangen am 11. Januar 1967)

Die Auflösung von Quarzglas in einer Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub>-Schmelze wurde unter den Bedingungen der freien Konvektion studiert. Dabei wurde festgestellt, daß sie von der Diffusion in der Schmelze kontrolliert wird. Es wurde gefunden, daß der für den Auflösungsprozess berechnete Diffusionskoeffizient  $D_i$  konzentrationsabhängig ist und daß er dem Diffusionskoeffizient für das Silicium wahrscheinlich gleicht. Es wurden die Werte des Diffusionskoeffizienten  $D_i$  für eine Schmelze mit 34,1 Gew.-% Na<sub>2</sub>O berechnet; diese Werte steigen innerhalb des Temperaturbereichs 1050 bis 1250 °C von  $1,64 \cdot 10^{-8}$  bis  $7,55 \cdot 10^{-8}$  cm<sup>2</sup>/s an. Bei 1200 °C verändern sie sich mit der Zusammensetzung der Schmelze (22,5 bis 50,8 Gew.-% Na<sub>2</sub>O) von  $1,86 \cdot 10^{-8}$  bis  $64,5 \cdot 10^{-8}$  cm<sup>2</sup>/s. Die Aktivierungsenergie der Auflösung von Quarzglas in der Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub>-Schmelze bei 34,1 Gew.-% Na<sub>2</sub>O beträgt im gegebenen Temperaturbereich 28,9 kcal/Mol.

### 1. Grundlagen

Die Korrosion des feuerfesten Materials durch Glasschnmelzen oder Schlacken ist ein spezieller Fall der Auflösung von festen Stoffen in Schmelzen. In der Grenzschicht zwischen Schmelze und dem sich auflösendem feuerfesten Material ändern sich die physikalischen Eigenschaften der Glasschnmelze. Die bisherigen Ansichten über den Mechanismus der Korrosion sind ziemlich unklar, obwohl eine Reihe von Arbeiten, die die Korrosionsphänomene behandeln, existiert. Vor allem sind die Arbeiten von LÖFFLER [1 bis 3], LEHMANN und LOHRE [4 und 5], die interessanten Studien von BUSBY [6 und 7], VAGO und SMITH [8], REED und BARRETT [9] und die mathematisch fundierten Arbeiten von COOPER und KINGERY [10 bis 18] zu nennen.

COOPER modifizierte die Noyes-Nernst-Gleichung [15] für die Geschwindigkeit der durch Diffusion kontrollierten heterogenen Reaktion für den Fall, daß sich die Dicke der sich auflösenden Phase ändert und eine im Hinblick auf die Phasengrenze relative Lösungsbewegung stattfindet, die zum Transport des sich auflösenden Stoffes beiträgt.

Die Auflösungs-geschwindigkeit ist durch die Beziehung

$$j = \frac{dX_0}{dt} = -D [(C_i - C_\infty)/\delta^*] \cdot (1 - C_i \bar{v}_i)^{-1} \equiv \frac{D \cdot C^*}{\delta^*} \quad (1)$$

gegeben, wobei der Index  $i$  auf die Schicht und  $\infty$  auf die Lösung bezogen werden. Dabei sind:  $j$  die Diffusionsströmung des sich auflösenden Stoffes, die der Geschwindigkeit der Änderung der Dicke  $X_0$  des sich auflösenden Stoffes (bei einfacher Flächenform) gleicht;  $t$  die Zeit;  $D$  der Diffusionskoeffizient;  $C$  die Konzentration, die als das Volumen des aufgelösten Stoffes bezogen auf das Lösungsvolumen definiert wird;  $\delta^*$  die effektive Grenzschichtdicke, die durch Extrapolieren der Tangente zum Konzentrationsverlauf in der Diffusionsschicht von Konzentration  $C_i$  bis Konzentration  $C_\infty$  ermittelt wird;  $C^*$  der Konzentrationsparameter, der durch die Beziehung (1) definiert wird;  $\bar{v}$  das Partialvolumen des gelösten Stoffes in der Lösung. Es bleibt für die Mehrzahl der Silicat-schnmelzen für alle Konzentrationen konstant [14], so daß die ursprüngliche durch Abänderung der von GLASSTONE [19] angeführten Methode gewonnene Beziehung sich auf

$$\bar{v} \cong \frac{\rho_A}{\rho} \quad (2)$$

vereinfachen läßt [11], wobei  $\rho_A$  die Dichte des sich auflösenden Stoffes und  $\rho$  die Lösungsdichte sind.

Die Beziehung zwischen der Gewichts- und Volumenkonzentration ist dann

$$\begin{aligned} W_i &= C_i \cdot \bar{v}, \\ W_\infty &= C_\infty \cdot \bar{v}. \end{aligned} \quad (3)$$

Der Wert  $W_i$  wird auf der Liquiduslinie des Phasendiagrammes abgelesen.

Für den Transport bei freier Konvektion und für einen senkrechten Zylinder ist die effektive Grenzschichtdicke nach ELENBAAS [20] durch eine Beziehung gegeben, die sich für den Massentransport [11]

$$\delta^* = 1,96 \left[ \frac{D_i \nu_i x}{g \Delta \rho} \right]^{1/4} \cdot \exp \left[ -\frac{2 \delta^*}{2R + \delta^*/2} \right] \quad (4)$$

schreiben läßt, wobei  $\nu$  die kinematische Viskosität,  $R$  der Halbmesser des sich auflösenden Zylinders,  $g$  die Gravitationsbeschleunigung,  $x$  der Abstand von der Stirnkante und  $\Delta \rho$  der Dichteparameter, der durch die Beziehung  $\Delta \rho = \frac{\rho_i - \rho_\infty}{\rho_\infty}$  gegeben ist, sind.

Durch Einsetzen von Gleichung (4) in Gleichung (1) und durch Einführung von  $X_0 = R$  bekommt man für die Auflösungsgeschwindigkeit  $j$  in cm/s unter den Bedingungen der freien Konvektion die Beziehung

$$j = \frac{dR}{dt} = 0,505 \left[ \frac{g \Delta \rho}{\nu_i x} \right]^{1/4} \cdot D_i^{3/4} \cdot C^* \cdot \exp \left[ \frac{\delta^*}{R + \delta^*/4} \right]. \quad (5)$$

Durch Einsetzen für  $\delta^*$  im Exponent aus der Gleichung (1) und durch Lösung für  $D_i$  erhält man folgende Beziehung:

$$D_i = (1,96)^{4/3} \left[ \frac{\nu_i x}{\Delta \rho \cdot g} \right]^{1/3} \cdot \left[ \frac{j}{C^*} \right]^{4/3} \cdot \exp \left[ -\frac{D_i C^*/j}{R + \frac{D_i C^*}{4j}} \right]. \quad (6)$$

Die Auflösungsgeschwindigkeit  $j$  in cm/s wird aus einer Serie von Messungen der Zeitabhängigkeit der Auflösung berechnet, die Sättigungskonzentration für die verschiedenen Temperaturen, welche für die Berechnung der Löslichkeit nötig ist, wird auf der Liquiduskurve des Phasendiagrammes  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  [21, 22] abgelesen. Die Dichtedaten, welche zum Umrechnen der dynamischen Viskosität in die kinematische notwendig sind, und der Viskositätsverlauf über den breiten Temperatur- und Zusammensetzungsbereich wurden von SHARTSIS, SPINNER und CAPPS [23] übernommen.

## 2. Experimentelles

Die Auflösung von Quarzglas wurde in  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ -Schmelzen verschiedener Zusammensetzung und bei verschiedenen Temperaturen verfolgt. Als sich auflösende Festphase wurden Dickwandkapillaren aus klarem Quarzglas mit äußerem Durchmesser 5,7 und 50 mm Länge verwendet. Die Glasschmelze wurde aus reinem Hohenbockaer Sand und  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  p. a. in Platin geschmolzen und hatte folgende Zusammensetzung in Gew.-%:

- a) 22,5  $\text{Na}_2\text{O}$ , 77,5  $\text{SiO}_2$ ,
- b) 26,4  $\text{Na}_2\text{O}$ , 73,6  $\text{SiO}_2$ ,
- c) 34,1  $\text{Na}_2\text{O}$ , 65,9  $\text{SiO}_2$ ,
- d) 38,0  $\text{Na}_2\text{O}$ , 62,0  $\text{SiO}_2$ ,
- e) 50,8  $\text{Na}_2\text{O}$ , 49,2  $\text{SiO}_2$ .

Die Messungen wurden für die Glasschmelze mit 34,1 Gew.-%  $\text{Na}_2\text{O}$  und 65,9 Gew.-%  $\text{SiO}_2$  bei den Temperaturen 1050, 1100, 1150, 1200 und 1250 °C durchgeführt, für die übrigen Glasschmelzen bei 1200 °C. Die Temperatur wurde durch einen Kompensationsregler mit

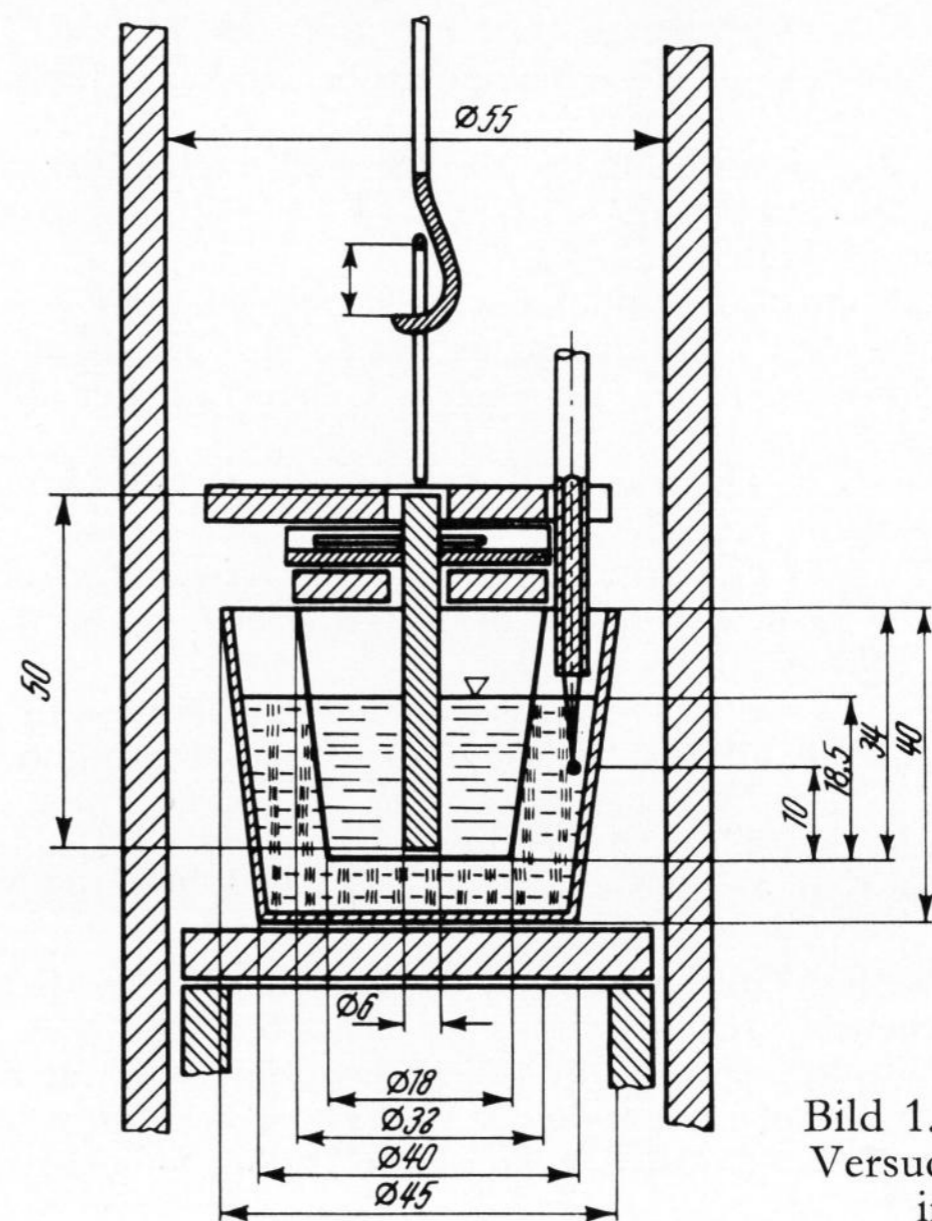


Bild 1. Schema der Versuchsanordnung im Ofen.

einer Genauigkeit von  $\pm 1,5$  grad konstant gehalten. Der Verlauf der Auflösung des Quarzglasstiftes wurde unter den Bedingungen der freien Konvektion im Zeitbereich von 2 bis 16 Stunden verfolgt. Die Größe der Korrosion wurde als lineare Abnahme des ursprünglichen Durchmessers in drei Schnitten inmitten des versunkenen Stifteils gemessen. Es wurde ein Ofen mit Platinrhodium-Wicklung (30% Rh) verwendet, in dem der Korundschutztiegel in die Zone der gleichmäßigen Erhitzung eingelegt wurde. In den Schutztiegel wurde ein Platintiegel (äußerer Oberdurchmesser 32 mm, Unterdurchmesser 18 mm, Höhe 34 mm) eingestellt, in dem die Temperatur mit einem Pt-PtRh-Thermoelement gemessen wurde. Der Zwischenraum zwischen Schutz- und Platintiegel wurde mit Pulverkorund gefüllt (Bild 1). Der Tiegel wurde mit 20 g vorgeschmolzener Glasschmelze gefüllt, der Quarzglasstift über dem Tiegel befestigt und nach dem Erhitzen des Ofens auf die erwünschte Temperatur auf den Tiegelboden herabgelassen. Nach Ablauf der bestimmten Auflösungszeit zog man den Stift aus dem Tiegel heraus und ließ ihn im ausgeschalteten Ofen abkühlen. Danach wurde er mit Epoxid begossen und mit der Diamantsäge in 0,8 mm dicke Scheiben geteilt. Die Scheiben wurden mit Nitrolack auf eine Glasunterlage geklebt und ihr Durchmesser in verschiedenen Richtungen mikroskopisch mit einer Genauigkeit von 0,02 mm gemessen. Auf den Scheiben ist eine Cristobalitschicht zwischen dem Quarzglas und der anliegenden Glasschmelze klar zu erkennen.

## 3. Meßergebnisse

Die Differenz des Halbmessers vor und nach der Auflösung ist  $\Delta R$  in cm. In Bild 2 ist die Abhängigkeit von  $\Delta R$  in cm von der Zeit  $t$  in s dargestellt für die Temperaturen 1050, 1100, 1150, 1200 und 1250 °C und die Zusammensetzung 34,1 Gew.-%  $\text{Na}_2\text{O}$  und 65,9 Gew.-%  $\text{SiO}_2$ . Der Verlauf von  $\Delta R$  mit der Zeit  $t$  für die Temperatur 1200 °C und die Zusammensetzungen in Gew.-%: 22,5  $\text{Na}_2\text{O}$ ; 26,4  $\text{Na}_2\text{O}$ ; 34,1  $\text{Na}_2\text{O}$ ; 38,0  $\text{Na}_2\text{O}$  und 50,8  $\text{Na}_2\text{O}$  ist aus Bild 3 ersichtlich. Aus den

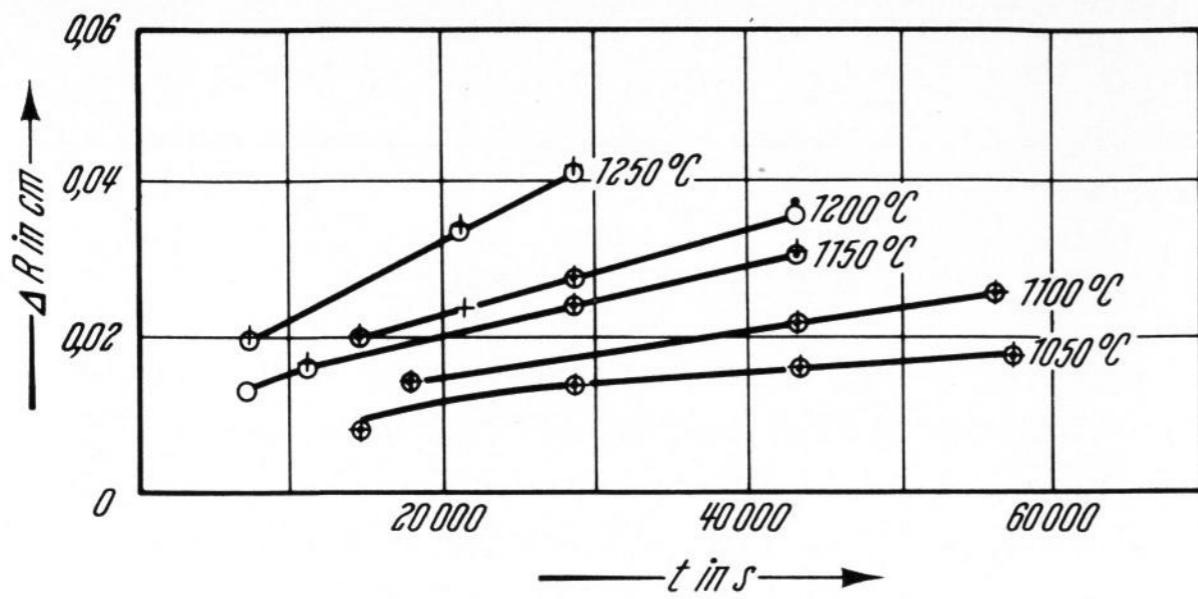


Bild 2. Zeitabhängigkeit der Auflösung von Quarzglas für die Zusammensetzung in Gew.-%: 34,1 Na<sub>2</sub>O, 65,9 SiO<sub>2</sub> bei verschiedenen Temperaturen.

Tabelle 1. Freie Konvektion; R = 0,285 cm, x = 1 cm

T in °C	C <sub>∞</sub>	C <sub>i</sub>	v <sub>1</sub> · 10 <sup>2</sup> in cm <sup>2</sup> /s	Δρ in g/cm <sup>3</sup>	C*	j · 10 <sup>6</sup> in cm/s	D · 10 <sup>8</sup> in cm <sup>2</sup> /s
1050	0,660	0,785	17,2	0,017	0,579	0,139	1,64
1100	0,658	0,789	9,83	0,016	0,623	0,280	2,58
1150	0,657	0,797	6,59	0,014	0,703	0,452	3,76
1200	0,656	0,805	4,56	0,012	0,782	0,602	4,55
1250	0,655	0,815	3,08	0,008	0,889	1,05	7,55
1200	0,771	0,805	4,56	0,002	0,177	0,046	1,86
1200	0,733	0,805	4,56	0,005	0,380	0,155	2,49
1200	0,617	0,805	4,56	0,012	0,985	3,05	26,1
1200	0,490	0,805	4,56	0,004	1,652	8,85	64,5

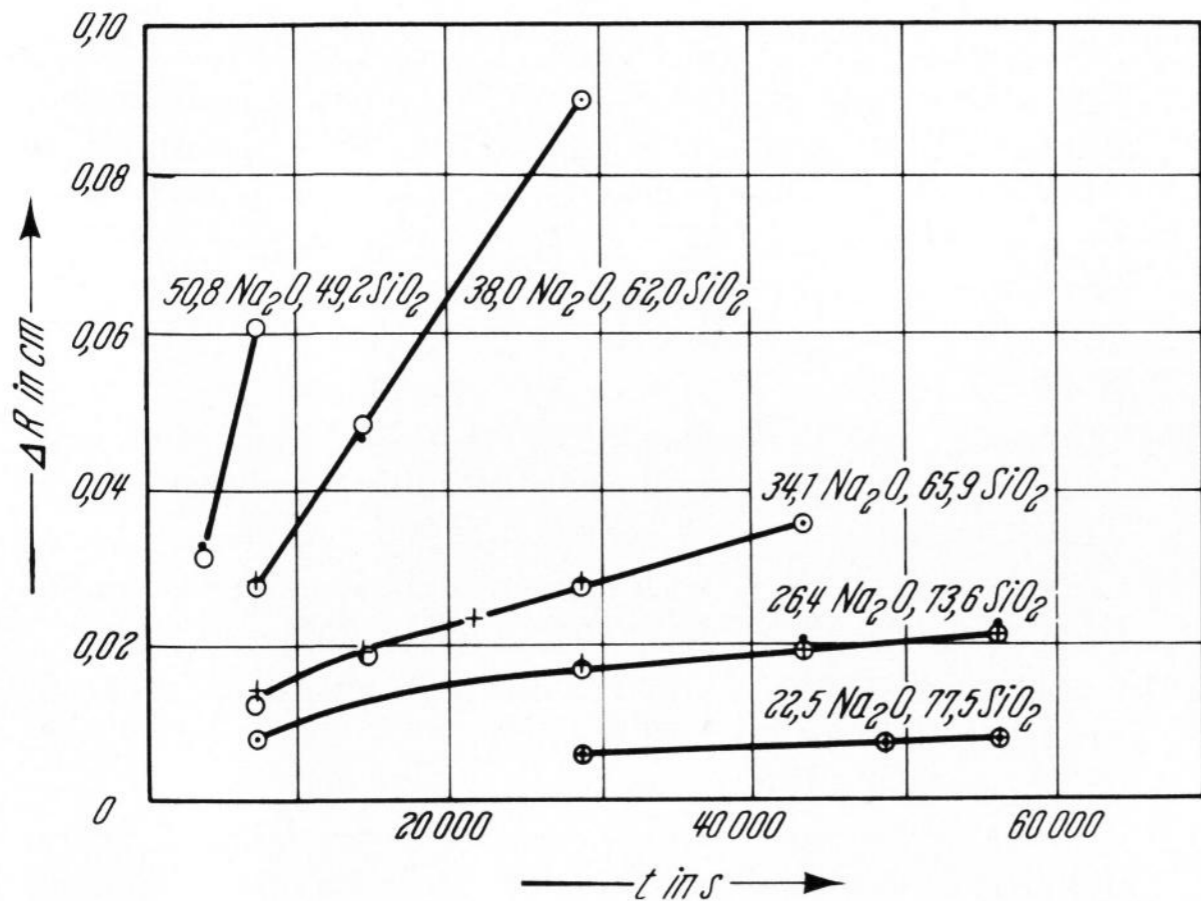


Bild 3. Zeitabhängigkeit der Auflösung von Quarzglas für verschiedene Zusammensetzungen der Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub>-Schmelze bei 1200 °C in Gew.-%.

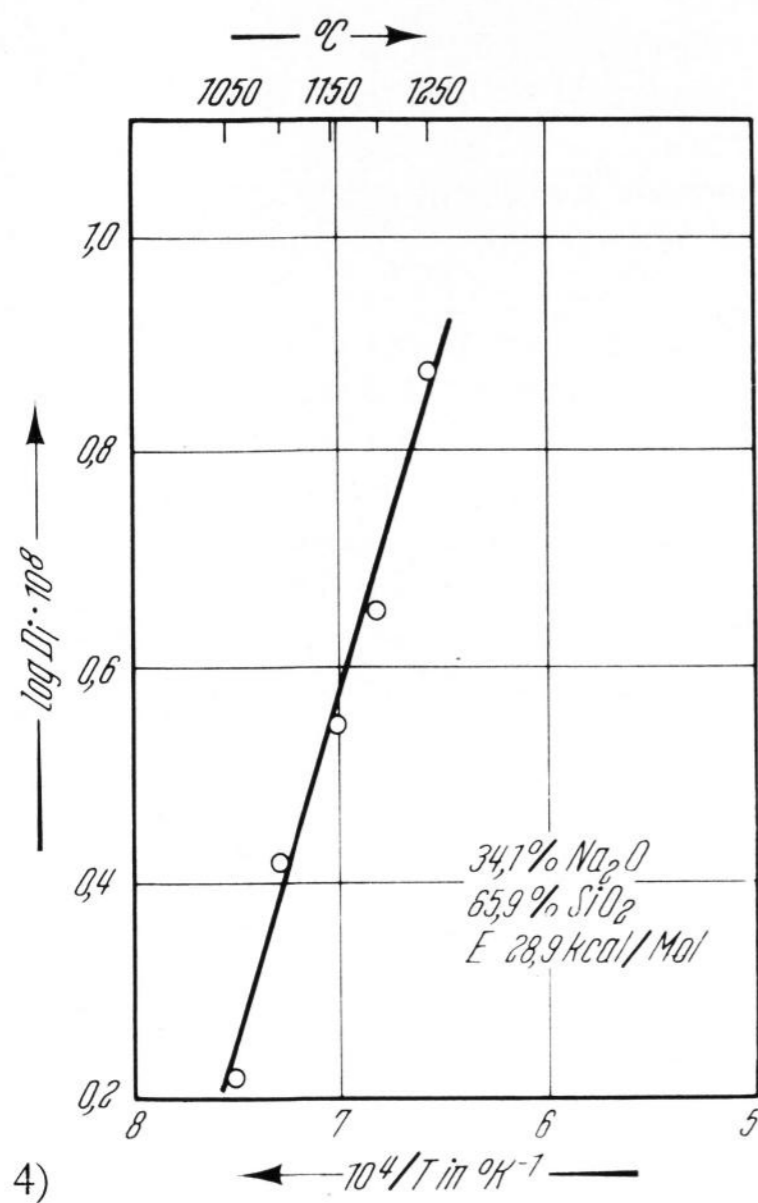
gegebener Zusammensetzung bei gegebener Temperatur und bekanntem Abstand von der Stirnkante entspricht. Durch Einsetzen der abgelesenen Werte in die Gleichung (6) und durch Lösung der Gleichung durch Iteration wurde D<sub>i</sub> berechnet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 1 enthalten. Die Werte des Diffusionskoeffizienten steigen innerhalb des Temperaturbereichs 1050 bis 1250 °C von 1,64 · 10<sup>-8</sup> bis 7,55 · 10<sup>-8</sup> cm<sup>2</sup>/s an. Bei 1200 °C ändern sie sich mit der Zusammensetzung der Schmelze (22,5 bis 50,8 Gew.-% Na<sub>2</sub>O) von 1,86 · 10<sup>-8</sup> bis 64,5 · 10<sup>-8</sup> cm<sup>2</sup>/s. Der anfängliche Kurvenverlauf in den Bildern 2 und 3 wird durch die Molekulardiffusion, welche vor dem Fixieren der Auflösungsbedingungen durch die konvektive Diffusion verläuft, verursacht. Die Gerade in Bild 4 ist die lineare Abhängigkeit von log D<sub>i</sub> mit 1/T, die der Beziehung

$$D_i = D_0 \cdot \exp [-E/RT] \quad (7)$$

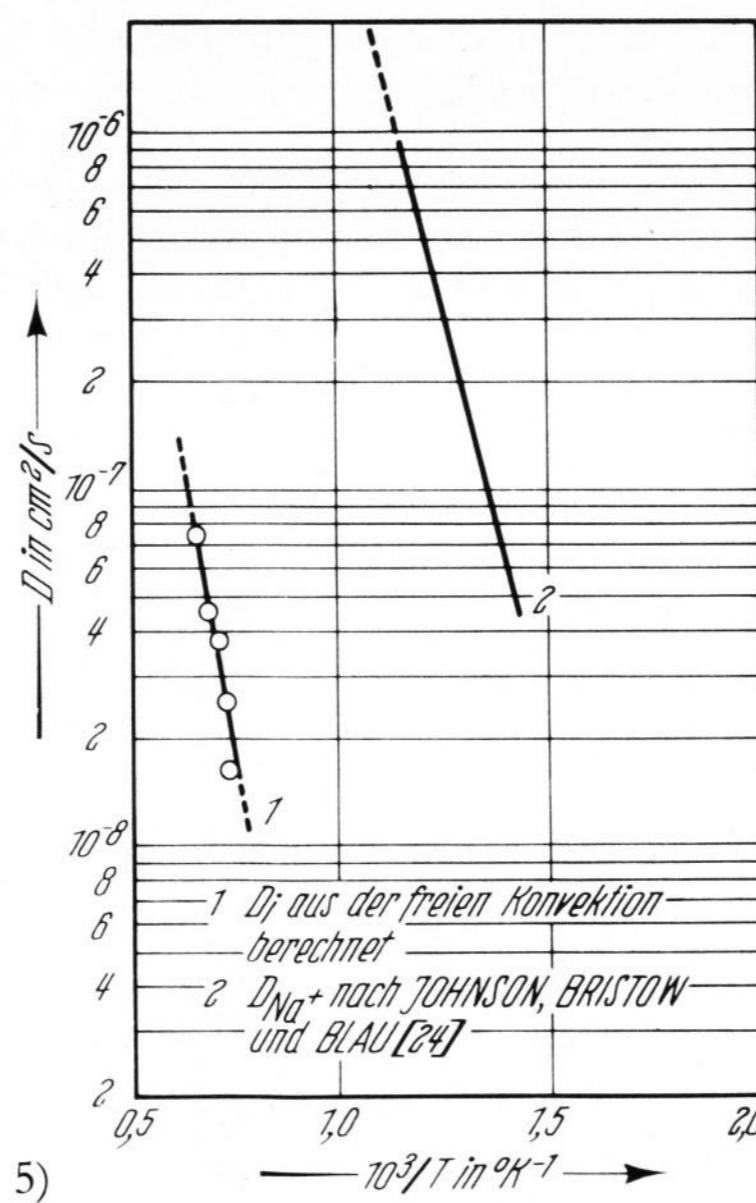
entspricht, wobei D<sub>0</sub> die Diffusionskonstante, E die Aktivierungsenergie, R die universelle Gaskonstante und T die absolute Temperatur sind.

Der Wert der Aktivierungsenergie E = 28,9 kcal/Mol wurde durch Berechnen der Neigung der Geraden mit

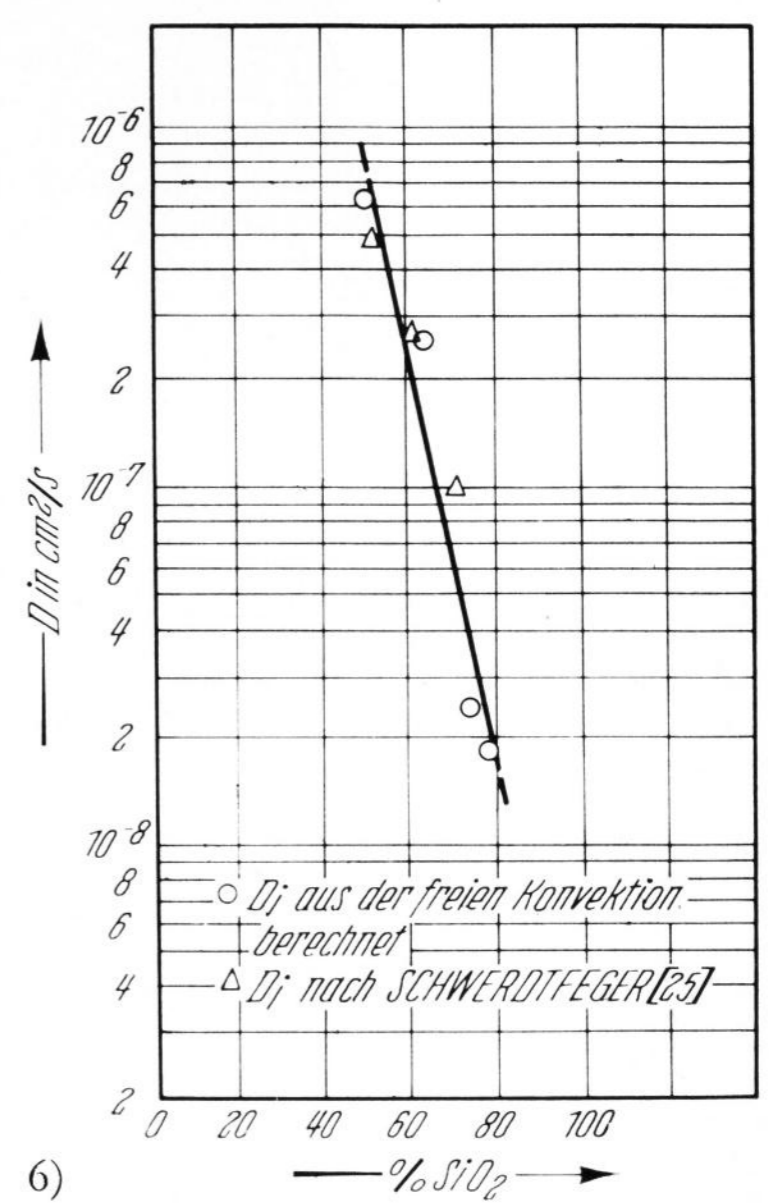
Bildern 2 und 3 wurde die Neigung des linearen Abschnittes der Abhängigkeit abgelesen, die der Auflösungsgeschwindigkeit von Quarzglas im System von



4)



5)



6)

Bild 4. Temperaturabhängigkeit des aus der Auflösungskinetik unter freier Konvektion berechneten Diffusionskoeffizienten.

Bild 5. Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten.

Bild 6. Abhängigkeit des Diffusionskoeffizienten von der Zusammensetzung in Gew.-%.

der Methode der kleinsten Quadrate und durch Einsetzen in den Exponenten der Gleichung (7) festgestellt.

Der festgestellte Diffusionskoeffizient für 34,1 Gew.-%  $\text{Na}_2\text{O}$  und 65,9 Gew.-%  $\text{SiO}_2$  entspricht nicht dem Diffusionskoeffizienten für das Natriumion (Bild 5), der von JOHNSON, BRISTOW und BLAU [24] für das gleiche System mit Hilfe radioaktiver Isotopen festgestellt worden war. Man kann vermuten, daß es sich um den Diffusionskoeffizienten des Silications handelt. Dieser konnte nicht quantitativ mit Messungen anderer Verfasser verglichen werden, da solche Messungen für den gegebenen Temperatur- und Zusammensetzungsbereich

nicht vorhanden sind. Die Messungen von SCHWERDTFEGER [25] wurden zwar für das System  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ , jedoch nicht für die vorliegende Zusammensetzung durchgeführt (Bild 6).

#### 4. Zusammenfassung

Die Auflösung von Quarzglas in  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ -Schmelzen wurde durch Diffusion in der Schmelze kontrolliert. Der berechnete effektive Diffusionskoeffizient für den Auflösungs Vorgang ist konzentrationsabhängig und gleicht wahrscheinlich dem Diffusionskoeffizienten für das Silication.

#### 5. Schrifttum

- [1] LÖFFLER, J.: Reaktionen zwischen Glas und feuerfesten Wänden. Teil I: Schamottewände und Kalk-Natron-Glas. Glastechn. Ber. **25** (1952) S. 405 – 411. Teil II: Das Verhältnis der Dichten von Schlieren feuerfester Wände zu der von Tafelglas bei höheren Temperaturen. Glastechn. Ber. **27** (1954) S. 392 – 393. Teil III: Der Angriff von Blasen in Glas auf feuerfestes Material. Glastechn. Ber. **27** (1954) S. 415 – 417.
- [2] LÖFFLER, J.: Diffusionsvorgänge zwischen Quarz und Glasschmelze III. Glastechn. Ber. **36** (1963) S. 356 bis 370 u. 453.
- [3] LÖFFLER, J.: Physikalische und chemische Reaktionen, die in Glaswannen zur Ausbildung von Spülfugen oder zum Lochfraß führen. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 398 bis 405.
- [4] LEHMANN, H. und LOHRE, W.: Die Bedeutung der Textur und Löslichkeit bei der Verschlackung feuerfester Steine, die sich im Temperaturgefälle befinden. Tonind.-Ztg. **84** (1960) S. 133 – 143. [Ref. Glastechn. Ber. **34** (1961) S. 327.]
- [5] LEHMANN, H. und LOHRE, W.: Physiko-chemische Betrachtungen der Auflösung feuerfester Schamottesteine durch den Angriff alkalioxidhaltiger silicatischer Schmelzen. Tonind.-Ztg. **84** (1960) S. 293 – 296. [Ref. Glastechn. Ber. **35** (1962) S. 261.]
- [6] BUSBY, T. S. und ECCLES, J.: A study of the solution of single crystals of corundum in molten glass. Glass Technol. **5** (1964) S. 115 – 123. [Ref. Glastechn. Ber. **39** (1966) S. 27.]
- [7] BUSBY, T. S. The solution of refractories by molten glass. In: O. Verf.: C. R. VII<sup>e</sup> Congrès Internationale du Verre, Bruxelles, 28. Juin—3. Juillet 1965. Charleroi: Institut Nationale du Verre 1965. S. 61.1. – 61.9.
- [8] VAGO, E. und SMITH, C. E.: The corrosion of refractory materials by molten glass. In: O. Verf.: C. R. VII<sup>e</sup> Congrès Internationale du Verre, Bruxelles, 28. Juin — 3. Juillet 1965. Charleroi: Institut Nationale du Verre 1965. S. 62.1. – 62.22.
- [9] REED, L. und BARRETT, L. R.: The slagging of refractories. II. The kinetics of corrosion. Trans. Brit. ceram. Soc. **63** (1964) S. 509 – 534.
- [10] COOPER, jr., A. R.: Kinetics of refractory solution. Massachusetts Institute of Technology 1960.
- [11] COOPER, jr., A. R. und KINGERY, W. D.: Dissolution in ceramic systems: I. Molecular diffusion, natural convection and forced convection studies of sapphire dissolution in calcium aluminium silicate. J. Amer. ceram. Soc. **47** (1964) S. 37 – 43. [Ref. Glastechn. Ber. **38** (1965) S. 74.]
- [12] SAMADDAR, B. N., KINGERY, W. D. und COOPER, jr., A. R.: Dissolution in ceramic systems: II. Dissolution of alumina, mullite, anorthite and silica in a calcium aluminium silicate slag. J. Amer. ceram. Soc. **47** (1964) S. 249 – 254.
- [13] OISHI, Y., COOPER jr., A. R. und KINGERY, W. D.: Dissolution in ceramic systems: III. Boundary layer concentration gradients. J. Amer. ceram. Soc. **48** (1965) S. 88 – 95.
- [14] COOPER jr., A. R.: Effect of moving boundary on molecular diffusion controlled dissolution on growth kinetics. Trans. Faraday Soc. **58** (1962) S. 2468 – 2472.
- [15] COOPER, jr., A. R.: Modification of Noyes-Nernst equation. J. chem. Phys. **38** (1963) S. 284 – 285.
- [16] COOPER, jr., A. R.: Model for multi-component diffusion. Phys. and Chem. Glasses **6** (1965) S. 55 – 61. [Ref. Glastechn. Ber. **39** (1966) S. 226.]
- [17] COOPER, jr., A. R.: Einfluß veränderlicher Eigenschaften des Strömungsmediums auf den Massen- und Wärmetransport bei erzwungener Konvektion. I. Erweiterung der Von-Karman-Näherung auf die laminare Strömung über eine ebene Platte mit Druckgradient Null. Glastechn. Ber. **37** (1964) S. 137 – 141.
- [18] COOPER, jr., A. R.: Einfluß veränderlicher Eigenschaften des Strömungsmediums auf den Massen- und Wärmetransport bei erzwungener Konvektion. II: Die Auflösung von Kieselglas in einer  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ -Schmelze. Glastechn. Ber. **37** (1964) S. 189 – 193.
- [19] GLASSTONE, S.: Thermodynamics for chemists. New York: Van Nostrand 1947. S. 434.
- [20] ELENBAAS, W.: Dissipation of heat by free convection from vertical and horizontal cylinders. J. appl. Phys. **19** (1948) S. 1148 – 1154.
- [21] KRACEK, F. C.: The system sodium oxide-silica. J. phys. Chem. **34** (1930) S. 1583 – 1598. [Ref. Glastechn. Ber. **9** (1931) S. 167.]
- [22] FANDERLIK, M.: Diagramy fázových rovnováh pro sklářství. Prag: Státní nakladatelství technické literatury 1954. S. 84. [Ref. Glastechn. Ber. **31** (1958) S. 214.]
- [23] SHARTSIS, L., SPINNER, S. und CAPPS, W.: Density, expansivity and viscosity of molten alkali silicates. J. Amer. ceram. Soc. **35** (1952) S. 155 – 160. [Ref. Glastechn. Ber. **27** (1954) S. 173.]
- [24] JOHNSON, J. R., BRISTOW, R. H. und BLAU, H. H.: Diffusion of ions in some simple glasses. J. Amer. ceram. Soc. **34** (1951) S. 165 – 172. [Ref. Glastechn. Ber. **25** (1952) S. 26.]
- [25] SCHWERDTFEGER, K.: Dissolution of solid oxides in oxide melts. The rate of dissolution of solid silica in  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  and  $\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  melts. J. phys. Chem. **70** (1966) S. 2131 – 2137. (45647)