論文・Paper

耐火物の曲げ試験時における AE 特性と 変形、破壊挙動 (第 3 報)

熊谷 正人・内村 良治

(川崎製鉄(株)技術研究所)

SiC 質耐火物の曲げ試験時における荷重-変位曲線, AE 特性, 電気抵抗変化等を測定し, AE 法と電位差法の比較, き裂抵抗法による靱性評価, き裂進展挙動と AE 特性の関係等について検討した。

その結果,

(1) 荷重付加過程から最高荷重点を経て荷重減少過程に入る領域までは AE 計数総数と電位差は全く同様の変化を示す。荷重が更に減少した領域では AE 計数は少ないが, 電位差は直線的に増大する。電位差法は AE 法に比べてき裂の開口程度を追跡するのに特に有効である。

(2) き裂の進展に伴ってき裂抵抗 R は増大し, その増大傾向から材質のき裂進展抵抗を評価できる。

(3) き裂抵抗 R とき裂進展時の AE 計数の増分はほぼ直線関係にあることから, き裂進展に伴う R の増大はき裂の枝分かれに起因するものと推察される。

(4) き裂進展挙動がぜい性的になるにつれて, き裂単位面積当たりの AE 計数は少なくなる。この関係は熱衝撃時の破壊にも適用でき, 片面加熱時の AE 特性から耐火物の破壊のぜい性の程度を推定できる。

(1981 年 12 月 3 日受付)

AE Characteristics and Deformation-Fracture Behavior of Refractories under Three-point Bend Test (Part 3)

Masato KUMAGAI and Ryoji UCHIMURA

(Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)
1, Kawasaki-cho, Chiba-shi 260

Deformation and fracture of SiC refractories have been examined by AE technique under three-point bending condition over the whole failure process by rather stiff testing machine. The AE technique has been compared with electrical potential method. Capability of the three-point bending method for evaluating crack resistance, and the relation between the degree of brittleness of the fracture and the AE counts have also been studied. Results obtained are as follows:

(1) The curve for AE total counts has coincided with that for electrical potential change in the region where load increased and load began to decrease. In the region where load decreased further, the electrical potential change increased linearly with increasing displacement, although AE count rate per unit displacement decreased. This result confirms that the electrical potential method is more sensitive than the AE technique for monitoring the degree of crack opening.

(2) Crack resistance R determined from the load vs. displacement curve has increased as the crack extended. It has been confirmed that the magnitude and the slope of the R -curve are the measures of fracture resistance.

(3) The increase in the crack resistance R has been proportional to the AE counts per unit crack area. The increase in R is considered to be due to the branching of the crack. The crack branching leads to the increase in the toughness accordingly.

(4) In the region where the crack extended catastrophically, the number of the AE counts per unit crack area has been small compared to those in the region where the crack extended

in a quasi-static manner. This relation has also been valid for thermal stress fracture, that is, the degree of brittleness of refractories has been able to be estimated based on the AE characteristics obtained by panel spalling method.

[Received December 3, 1981]

Key-words : Silicon carbide refractory, Acoustic emission, Crack resistance, Electrical potential method, Three-point bending, Fracture toughness

1. 緒 言

著者らは、前報¹⁾において耐火物の曲げ試験時における荷重-変位曲線と AE 特性を変形、破壊の全過程にわたって測定し、き裂進展長さと AE 計数との関係等から進展き裂が枝分かれを起こしていることを示し、計測される AE の物理的意味をある程度明確にした。

本報では、前報¹⁾における検討を更に発展させるために、耐火物の中では線形弾性体に近く、電気伝導性を有する SiC 質耐火物を用いて、切り欠き入り試験片の曲げ試験時の荷重-変位関係、AE 特性、き裂進展に伴う電気抵抗変化等を測定、検討した。セラミックスにおけるき裂の枝分かれ現象²⁾は、材料の靱性とも密接に関連するため、プロセスゾーンの概念とともに近年多くの研究がなされている³⁾。本報では、耐火物におけるき裂の枝分かれ現象を破壊力学的に導出されるき裂抵抗の概念⁴⁾に基づいて考察し、AE 特性との関連を明確にすることを第 1 の目的とした。次に、AE 法と同時に電位差法によって曲げ試験時の変形、破壊挙動を追跡し、両法から得られる情報を比較、検討することによって AE の物理的意味をより明確にすることを第 2 の目的とした。更に、切り欠き深さを変えることによって破壊挙動を制御し、き裂進展挙動と AE 計数の関係を検討し、得られた関係を熱衝撃破壊の場合にも拡張して検討した。

2. 実 験

2.1 試 料

本実験に用いた 2 種類の SiC 質耐火物は、市販の高炉用耐火物である。その物理的、化学的性質を表 1 に示す。SN-1、SN-2 ともマトリックス部に Si_3N_4 を分散させたいわゆる窒化ケイ素結合の SiC 質耐火物であり、化学組成としては表 1 に示したもののほかに Si_3N_4 が 10~20% 含まれている。SN-1 は反応焼結法によって、また、SN-2 は微粉部に Si_3N_4 を配合して常圧焼結によって製造された耐火物である。したがって、両者の微構造、特性には相違がみられる。曲げ試験片は、市販の耐火物から採取し、上下面を平面研削盤で平滑に仕上げた。試験片寸法は、原則として幅 20×厚さ 26×長さ 150 mm とし、切り欠き深さを 0~15 mm の範囲で変えて曲げ試験時の最高荷重点以後の破壊挙動を制御した。切り欠きはダイヤモンドブレードによって入れ、幅約 1 mm であった。

なお、SN-1、SN-2 とも、切り欠きのない試験片の曲

Table 1. Typical properties of refractories.

Sample	SN-1	SN-2
Apparent porosity (%)	15.4	13.6
Bulk density ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	2.63	2.70
Thermal expansion (%) 0~1000°C	0.43	0.42
Compressive strength ($\text{kg}\cdot\text{cm}^{-2}$)	1600	1337
Modulus of rupture ($\text{kg}\cdot\text{cm}^{-2}$)		
R.T.	436	437
900°C	575	562
1300°C	573	673
Modulus of elasticity ($10^4\text{kg}\cdot\text{cm}^{-2}$)	145	115
Chemical composition (wt%)		
SiC	78.3	74.2
free carbon	1.56	1.40
Al_2O_3	0.31	0.46
SiO_2	1.28	8.74
Fe_2O_3	1.28	0.83

げ試験においては破断までほぼ直線的な応力-ひずみ挙動を示す。また、前報¹⁾で定義した静弾性率と動弾性率の比も 1 に近いことから、SN-1、SN-2 は耐火物の中では線形弾性体に近い材料である。

2.2 実験装置及び実験条件

2.2.1 曲げ試験

インストロン型試験機を用い、前報¹⁾と同様にして曲げ試験を行い、荷重-変位曲線、AE、電位差変化を測定した。スパンは 100 mm であり、変位速度は 0.01 mm/min である。

2.2.2 AE 計測

本実験に用いた AE 計測装置及び計測条件は、主増幅器の利得を 30 dB としたほかは前報¹⁾と同じである。

2.2.3 電位差計測

SiC 質耐火物は、その製造方法によっても異なるが、常温で電気伝導性を有する (比抵抗: 1~100 $\Omega\cdot\text{cm}$)。この性質を利用して、曲げ試験時におけるき裂の進展を試験片の電気抵抗変化から追跡した。図 1 のように、試験片両端に取り付けた電極に直流定電流を流し、切り欠きをはさんだ位置に発生する電位差を検出する方式をとった。き裂進展に伴う電位差変化の測定では、試験前の電位差の $1/10^4$ 程度の変化を検出する必要がある。このため、切り欠きをはさんだ位置に発生する電位差を増幅した後、この電位差とわずかに異なる逆定電圧をかけ、両

Fig. 1. Block diagram of the system for measuring electrical potential change.

者の差を再び増幅することによって微小な電位差変化を感度よく検出する方式をとった。試験片とリード線の接続は、試験片に直径 1.2 mm ϕ 、深さ 4 mm ϕ の穴を超音波加工機によってあけ、1.2 mm ϕ の銅線をその穴にねじ込んで固定する方法をとった。なお、試験片に流す直流電流は 10 または 100 mA とした。また、治具と試験片の間の絶縁性を確保するために治具のロールにビニールテープをてん付した。

3. 結 果

3.1 AE 法と電位差法の比較

荷重、AE 計数総数及び切り欠き両側の電位差変化と変位の関係の代表例を図 2 に示す。荷重-変位曲線の非線形性が顕著になる領域から AE が多発し、AE 計数率は最高荷重点を経て荷重が減少する領域で極大となり、更に荷重が減少すると小さくなる。一方、電位差変化は、低荷重域から最高荷重点を経て荷重減少過程に入るまでは AE 計数総数と全く同様の挙動を示す。更に荷重が減少すると AE 計数は少なくなるが、電位差は直線的に大きくなる。次に、繰り返し荷重をかけた際の荷重、電位差変化と時間の関係の代表例を図 3 に示す。図 3 で荷重曲線の点線部分は除荷過程を表している。低荷重域では荷重付加で電位差が生じ、徐荷時にそれが元

Fig. 2. Relations of load, AE total counts and electrical potential change to displacement for refractory SN-2.

Fig. 3. Relations of load and electrical potential change to time during repeated loading for refractory SN-2.

戻らないが、荷重-変位曲線が非線形となる領域まで荷重付加すると、徐荷過程で電位差が小さくなる。なお、再荷重過程で電位差変化がそれ以前の荷重付加過程での変化の最大を越える点(図 3 の a, b, c 等)と、カイザー効果がくずれ、AE が再び発生し始める点は一致した。なお、図 2 では、後述の図 5 等と比べ変位が大きい。これは、図 2 では治具のロールにてん付したビニールテープの変形も含まれているためである。

3.2 荷重-変位曲線、き裂進展長ささと AE 計数の関係

試料 SN-1, SN-2 の荷重、AE 計数総数、き裂進展長ささと変位の関係を図 4, 5 に示す。AE 計数総数はき裂進展長さの変化に比較的良好に対応しているが、詳細にみると、き裂が進展するにつれてき裂単位面積当たりの AE 計数は多くなる。この結果は、前報⁷⁾でアルミナ-シリカ質耐火物について切り欠きのない試験片で得た結果と同様である。このことは、切り欠きのない試験片の場合も主き裂からの AE が主体であることを意味している。

次に、切り欠きを浅くしてき裂が不安定的に進展した場合のき裂進展長ささと AE 計数総数の関係を図 6 に示す。ここで、最高荷重 P_{max} と急激な荷重低下量 ΔP の比 $\Delta P/P_{max}$ を図 7 のように定義する。 $\Delta P/P_{max}$ とき裂単位面積当たりに計測される AE 計数との関係として

Fig. 4. Relations of load, AE total counts and calculated crack length to displacement for refractory SN-1.

Fig. 5. Relations of load, AE total counts and calculated crack length to displacement for refractory SN-2.

Fig. 6. Relations of load, AE total counts and calculated crack length to displacement for refractory SN-2.

Fig. 7. Schematic illustration of load-time relationship of semi-stable fracture under three-point bending and definition of ΔP and P_{max} .

種々の切り欠き深さの試験片についてまとめると図8のようになる。この結果から、き裂進展挙動がぜい性的になるほどその際観測されるAE計数が少なくなることが分る。図8はSN-2の場合を示したが、SN-1でも同様な結果が得られている。

3.3 き裂抵抗とき裂進展長さ、AE計数の関係

付録で述べた方法に従って荷重-変位曲線から計算したき裂抵抗 R と、切り欠きと進展き裂長さの和との関

Fig. 8. Relation between AE counts per unit crack area and $\Delta P/P_{\text{max}}$ for refractory SN-2.

Fig. 9. Relation between crack resistance R and crack length for refractories, SN-1 and SN-2.

Fig. 10. Relation between AE total counts and calculated crack length for refractory SN-2.

係を図9に示す。いずれの試料でも、切り欠き先端からき裂が進展するにつれてき裂抵抗 R は大きくなる。 R の増大の程度はSN-2の方がSN-1より大きい。AE計

Fig. 11. Relation between AE counts per unit crack area and crack resistance.

数総数とき裂進展長さの関係を SN-2 について示すと図 10 のようになり、き裂が進展するにつれてき裂単位面積当たりの AE 計数は多くなる。図 9, 10 から、き裂長さが x から $x+\Delta x$ に進展したときのき裂単位面積当たりの AE 計数と、き裂長さ x のときのき裂抵抗 R との関係を求めると図 11 のようになる。図 11 は、き裂の進展につれてき裂抵抗 R が大きくなり、それと同時に AE 計数もほぼ直線的に多くなることを示している。

4. 考 察

4.1 AE 法と電位差法の比較

AE は荷重付加によって起こる材料の内部構造変化に伴って解放される弾性エネルギーであり、一方電位差変化は内部構造変化に伴う結合状態の変化を反映しており、両者の物理的意味は異なる。荷重増加過程から最高荷重点を経て荷重減少過程に入る領域まで AE 計数総数と電位差変化はほぼ同じ変化を示す。このことは、これらの領域では結合状態の変化と弾性エネルギー解放との対応がよいことを示している。これに対して、更に荷重が減少した領域では、進展したき裂の開口が大きくなるため AE 計数に比べて電位差変化が大きくなると考えられる。同様に、荷重-変位曲線が非線形となる高荷重域まで荷重を加えて除荷した場合ほど荷重時と除荷時の電位差変化が大きくなるのは、き裂進展とともに単純な開口変位が電位差変化に寄与してくるためと考えられる。電位差法は AE 法に比べてその使用範囲が限定され、破壊の微視的過程に関する情報は少ないが、耐火物内でき裂が進展し、損傷が起こった後、はく落に至るまでの開口過程を追跡する際には有効である。

4.2 き裂抵抗について

図 9 のようにき裂進展に伴ってき裂抵抗 R が大きくなる現象は、他のセラミック材料でも認められている。

Kleinlein ら⁹⁾ はアルミナ質セラミックス及びガラスについて実験し、ガラスではき裂進展長さに無関係にき裂抵抗 R はほぼ一定であるのに対し、アルミナ質セラミックスではき裂進展につれて R が增大するという図 9 と同様の結果を得ている。き裂進展に伴う R の増大は、き裂が進展するにつれて枝分かれを起こし、き裂進展に要するエネルギーが見掛け上大きくなり、き裂先端微小領域での靱性が向上するためと考えられる。本報の結果では、き裂の進展につれてき裂単位面積当たり（ここでは、き裂が 1 本だけ直線的に進展すると仮定して計算している）の AE 計数が多くなり（図 10）、 R が大きくなるほど AE 計数が多くなっており（図 11）、き裂の枝分かれの概念と対応する結果となっている。Kleinlein らの結果と本報の結果を対比すると、SiC 質耐火物はアルミナ質セラミックス、ガラスよりき裂進展に伴う R の増大が顕著であり、き裂進展抵抗性が大きいことが指摘できる。本実験に用いた 2 種の耐火物に関しては SN-2 の方が SN-1 よりき裂進展抵抗性が大きい。この結果と、輻射急熱法熱衝撃実験⁹⁾ 結果、微構造観察結果及び気孔径分布測定結果との対応について以下に考察する。SN-1, SN-2 の輻射急熱法による熱衝撃実験結果を図 12 に示す。両者ともある急熱温度差 ΔT 。以上で残存強度が急激に低下している。中山らによれば⁹⁾、この強度低下率は熱衝撃損傷パラメーター R''' に対応し、き裂の不安定な進展に対する抵抗性を示す。そこで、低下後の残存強度と原耐火物の強度の比をとると、SN-2 の方が SN-1 より大きく、輻射急熱法によるき裂進展抵抗性の評価はき裂抵抗法による評価と一致する。次に、曲げ試験後破面の走査型電子顕微鏡写真及び水銀圧

Fig. 12. Bending strength behavior of refractories subjected to thermal shock.

Fig. 13. Scanning electron micrographs of fractured surfaces of SN-1 and SN-2.

Fig. 14. Cumulative pore size distribution of refractories SN-1 and SN-2.

入法によって測定した気孔径分布を図 13, 14 に示す。図 13 で, SN-1 のマトリックス部は凹凸の少ない平坦な破面であるのに対し, SN-2 ではマトリックス部の凹凸が激しく, 結晶粒同士が絡み合っている。この破面観察からも SN-1 より SN-2 がき裂の枝分かれも多く, き裂進展抵抗性が高いと推察される。図 14 の気孔径分布では, SN-2 の方が小さい気孔径が多くなっている。既報⁷⁾の結果は, 小さい気孔径の比率が高いものほど熱衝撃時のき裂進展抵抗が高いことを示している。微構造的観点からも R 値によるき裂抵抗の評価は妥当である。以上の結果は, き裂抵抗法を耐火物の靱性評価に用いることを示している。

ところで, 耐火物では従来 Work of Fracture 法 (WOF 法) によってき裂進展抵抗に対する破壊エネルギー γ_{eff} を測定してきた⁸⁾。この破壊エネルギー γ_{eff} は, き裂抵抗法によって求めた R 値をき裂進展域全体にわたって平均化したものと等しいはずであり, 次式の関係が成立する²⁾。

$$\gamma_{\text{eff}} = \frac{1}{A} \int_{x_0}^{x_f} b \cdot R dx \quad (1)$$

ここで, A : き裂進展面積,
 x_0 : 初期切り欠き長さ,
 x_f : 試験後の切り欠きとき裂長さの和,
 b : 試験片の幅。

図 4, 5 と同様の荷重-変位曲線を各試料につき 4~6 本測定し, その曲線下の面積に相当するエネルギー W から次式によって求めた破壊エネルギー γ_{eff} の値を表 2 に示す。

$$\gamma_{\text{eff}} = \frac{W}{2A} \quad (2)$$

表 2 に示した γ_{eff} 値と図 9 の R 値を比較すると, 両者はよく一致している。従来の WOF 法は簡便な手法であり, 材質間のき裂進展抵抗を相対的に比較する場合に

は有効であるが, き裂進展面積全体にわたって平均化したものであるため, き裂先端領域の微視的挙動に関する情報が欠落している。一方, き裂抵抗法によれば, 破壊力学的取り扱いが可能であり, き裂先端領域の挙動を明確にできるだけでなく, き裂進展挙動に関する定量的な議論が可能である。

Table 2. Fracture surface energy γ_{eff} of SiC refractories measured by work of fracture method.

SN-1	$1.74 \pm 0.20 \times 10^5 \text{ erg} \cdot \text{cm}^{-2}$ ($17.7 \pm 2.0 \times 10^{-2} \text{ kg} \cdot \text{cm}^{-1}$)
SN-2	$2.56 \pm 0.62 \times 10^5 \text{ erg} \cdot \text{cm}^{-2}$ ($26.1 \pm 6.3 \times 10^{-2} \text{ kg} \cdot \text{cm}^{-1}$)

4.3 き裂進展挙動と AE 計数

曲げ試験においては切り欠き深さを浅くし, き裂がぜい性的に進展するときに計測される AE はぜい性が著しくなるほど少なくなることを図 8 に示した。同様の考え方で, 直方体形状の耐火物を片面から加熱した際の AE 特性と破壊のぜい性の程度との関係について考察する。SiC 質耐火物及び既報^{7), 9)}のアルミナ-シリカ質耐火物の片面加熱時における AE 特性をまとめて図 15 に示す。いずれの耐火物でも加熱過程のある温度域で AE 計数の急増が観測されるが, 急増時の AE 計数の大きさには顕著な差が認められる。図 15 で, A-1, A-2 は既報^{7), 9)}の場合と同一の記号を用いた。全体の AE 計数に占める急増時の AE 計数の割合は, A-2 が最も大きく, 次の

Fig. 15. AE total counts versus hot face temperature for various refractories during heating from one end under panel spalling testing.

で A-1, SN-2, SN-1 の順に小さくなる。片面加熱実験後徐冷した試験片の弾性率、強度の測定結果では、加熱面に平行なき裂だけを確認しており、他の部分の損傷は認められていない。このことから、図 15 の AE は加熱面に平行なき裂が試験片を貫通する際に発生したものと考えてよい。また、いずれの試料でも強度低下の範囲から、AE 急増時に加熱面に平行な断面積の 70~100% にわたってき裂が進展していることを確認している。以上の結果から、AE 急増時すなわちき裂の不安定進展時に観測されるき裂単位面積当たりの AE 計数と安定進展時の AE 計数の比をとると、A-2 が最も大きく、次いで A-1, SN-2, SN-1 の順に小さくなる。曲げ試験時に得られた結果（図 8）と同様に考えると、進展き裂のぜい性の程度は A-2 が最も低く、A-1, SN-2, SN-1 の順に高くなると考えられる。SiC 質耐火物については既に述べたようにこの評価は妥当であり、高アルミナ質耐火物についても円筒法⁷⁾、放射急熱法¹⁰⁾による結果からこの評価が妥当であることが確認されている。なお、一般に、AE はき裂の加速、減速過程で発生する¹¹⁾ことを考えれば、進展き裂のぜい性の程度と AE 計数に関する上述の関係は理解できる。

5. 結 論

SiC 質耐火物の曲げ試験時における荷重-変位曲線、AE 特性、電気抵抗変化等を測定し、AE 法と電位差法の比較、き裂抵抗法による靱性評価、き裂進展挙動と AE 特性の関係等について検討した。その結果をまとめると以下ようになる。

(1) 荷重付加過程から最高荷重点を経て荷重減少過程に入る領域までは AE 計数総数と電位差は全く同様の变化を示す。荷重が更に減少した領域では AE 計数は少

ないが、電位差は直線的に増大する。電位差法は AE 法に比べてき裂の開口程度を追跡するのに特に有効である。

(2) 本報で検討した 2 種類の SiC 質耐火物では、き裂の進展に伴ってき裂抵抗 R は増大し、その増大傾向から各材質のき裂進展抵抗を評価できる。

(3) き裂抵抗 R とき裂進展時の AE 計数の増分はほぼ直線関係にある。このことから、き裂進展に伴う R の増大はき裂の枝分かれに起因するものと推察される。

(4) き裂の進展挙動がぜい性的になるにつれて、き裂単位面積当たりの AE 計数は少なくなる。この関係は熱衝撃時の破壊にも適用でき、片面加熱時の AE 特性から耐火物の破壊のぜい性の程度を推定できる。

〔付 録〕

一般に、き裂を有する材料に荷重をかけて行くと、き裂先端で塑性域あるいは微小き裂が生成した後、安定破壊が進行し、更に荷重をかけると不安定破壊に移行する。線形弾性破壊力学を適用できる小規模降伏状態においては、このような変形、破壊の進行に対する抵抗は塑性鈍化直線とき裂抵抗曲線 (R 曲線) によって記述される (図 16 参照)。一般に、き裂進展長さ、試験片形状によって破壊のモードが変化するため、き裂抵抗 R も変化する。小規模降伏状態において、き裂が単位面積だけ進展する際に解放されるひずみエネルギーはエネルギー解放率 G と定義されている。エネルギー解放率 G とき裂進展 R の関係をみると、

$$G < R, \quad \frac{d(G-R)}{dx} < 0 \quad (3)$$

のとき安定破壊が進行し、

$$G \geq R, \quad \frac{d(G-R)}{dx} \geq 0 \quad (4)$$

が満足されると不安定破壊に移行する。ここで x はき裂長さである。

ところで、エネルギー解放率 G は以下のように測定可能な量によって表される。幅 b の試験片に一定荷重 P がかった状態で、荷重に直角方向にき裂が δx だけ進展し、荷重点が δu だけ変位した場合を考えると次式が成立する。

Fig. 16. Schematic illustration of R -curve.

$$G \cdot b \cdot \delta x = \frac{1}{2} P \cdot \delta u \quad (5)$$

試験片のコンプライアンスを $\lambda(x)$ とすると、

$$u = \lambda(x) \cdot P \quad (6)$$

(6) 式を (5) 式に代入し整理すると、

$$G = \frac{P^2}{2b} \cdot \frac{d\lambda(x)}{dx} \quad (7)$$

となる。Kleinlein らによれば、曲げ試験で破壊を制御し準安定的に破壊させた場合には、荷重-変位曲線上の点 i においてき裂抵抗 R_i は次式で与えられる。

$$R_i = G_i = \frac{P^2}{2b} \cdot \frac{d\lambda(x)}{dx} \Big|_{x=x_i} \quad (8)$$

したがって、点 i における R_i を求めるためには、 $\frac{d\lambda(x)}{dx} \Big|_{x=x_i}$ を求める必要がある。点 i におけるコンプライアンス $\lambda(x_i)$ は、荷重-変位曲線の原点から点 i にひいた直線の傾きである。一方、 x_i を前報¹⁾で述べた方法で計算すれば、 $\lambda(x_i)$ と x_i の関係を表す曲線が得られる。この曲線上の各点 $(\lambda(x_i), x_i)$ における傾き $\frac{d\lambda(x)}{dx} \Big|_{x=x_i}$ をこの曲線より読み取り、(8) 式に代入すれば R_i が求められる。

文 献

- 1) 熊谷正人, 内村良治, 窯協, **89**, 500-07 (1981).
- 2) 例えば, H. Hübner, W. Jillek, *J. Mater. Sci.*, **12**, 117-25 (1977).
- 3) 例えば, F.E. Buresch, "Fracture Mechanics of Ceramics", Vol. 2, ed. by R.C. Bradt, et al., Plenum Press (1973) p. 835-47.
- 4) 岡村弘之著, "線形破壊力学入門", 培風館 (1976) p. 49-65.
- 5) F.W. Kleinlein and H. Hübner, Proc. of the 4th Int. Conf. on Fracture, Vol. 3, p. 883 (1977).
- 6) J. Nakayama, "Fracture Mechanics of Ceramics", Vol. 2, R.C. Bradt, et al., Eds., Plenum Press (1973) p. 759-78.
- 7) 熊谷正人, 内村良治, 岸高 寿, 窯協, **88**, 645-52 (1980).
- 8) A.G. Evans, "Fracture Mechanics", Vol. 1, R.C. Bradt, et al., Eds. Plenum Press (1973) p. 17-48.
- 9) 熊谷正人, 内村良治, 岸高 寿, 窯協, **88**, 595-603 (1980).
- 10) 熊谷正人, 内村良治, 川上辰男, 窯協, **87**, 259-67 (1979).
- 11) 岸 輝雄, 第 46, 47 回西山記念技術講座テキスト, 鉄鋼協会 (1977) p. 149-94.

論 文・Paper

シラスに含まれる火山ガラスの粒子形状による ガラス構造の変化と加熱発泡性[†]

木村邦夫・立山 博・陣内和彦・恒松絹江

(九州工業技術試験所)

シラス中の火山ガラスは、顕微鏡下で平板状、針状集合状、海綿状、塊状、中空発泡状の大略 5 種類に分類できる。本研究では、X 線粉末法による回折強度から動径分布関数を求め、粒子形状が異なるシラス中の火山ガラスの構造を解析し、その構造の違いが加熱発泡性にどのように寄与しているかを、佐賀県伊万里地方に産する黒曜岩、真珠岩とを比較しながら推論した。

シラスガラスに含まれる一部の水分は、2 次的な水和によるものと考えられる。この結合水の増加により、ガラス構造中の $\equiv\text{Si}-\text{O}-\text{Si}\equiv$ 架橋の破壊が進み、部分的な SiO_4 四面体網目構造の切断が起こり、その結果、急速加熱時のガラス粘性が低下し、加熱発泡性が向上することが推察された。ガラス構造は、黒曜岩、真珠岩、平板状及び針状集合状シラスガラス、海綿状シラスガラスの順に長距離秩序度を失う傾向にある。シラスガラスと真珠岩のガラス構造は似ているが、針状集合状及び海綿状シラスガラスの加熱発泡性は、真珠岩に比べ低下する。この差異は、ガラス構造だけに起因するのではなく、物理的な粒子形状の差が大きく影響していると考えられる。

(1981 年 12 月 10 日受付)

[†] 本研究の一部は昭和 56 年窯業協会九州支部秋季研究発表会で発表した。