

溶融スラグ中へのアルミナ焼結体の溶解速度

中島 邦彦*・内藤 博之*²・磯本 雅裕*³
岸本 誠*・森 克巳*

Rate of Dissolution of Sintered Alumina into Molten Slags

Kunihiko NAKASHIMA, Hiroyuki NAITOU, Masahiro ISOMOTO,
Makoto KISHIMOTO and Katsumi MORI

Synopsis:

The dissolution rate of alumina was calculated from the decreasing rate of radius of a cylindrical specimen dipped into CaO-SiO₂-Al₂O₃ (BF-type) or Na₂O-SiO₂ slags. The effects of revolution speed, temperature and slag composition on the dissolution rate were examined. The results are summarized as follows;

(1) The dissolution rate increased with increasing revolution speed. From this result, the dissolution rate was concluded to be limited by mass transport in slag.

(2) The apparent activation energies of mass transport in BF-type and soda-silicate slags were calculated to be 186 and 113 kJ·mol⁻¹, respectively.

(3) From the EPMA analysis of specimen after experiment, it was observed that some slag penetrated into grain boundary of alumina specimen and a CaO·6Al₂O₃ compound was produced for CaO-SiO₂-Al₂O₃ slag, but that neither penetration layer nor compound are formed for soda-silicate slags.

Key words: solid alumina; dissolution rate; molten slag; CaO-SiO₂-Al₂O₃; soda-silicate; slag attack of refractories.

1. 緒 言

溶融スラグによる固体酸化物の溶解は炉の寿命を支配する主要な要因である耐火物の溶損、製鋼過程での造滓あるいは非金属介在物の吸収などに関連する反応であり、製錬プロセスでの重要な問題の一つである。近年、溶解特性の改善を目的に使用される耐火物も単一成分のものから複合耐火物へと移行しつつあるが¹⁾、これらの溶解現象を解明するためには、個々の固体酸化物のスラグ中への溶解特性に関する基礎的知見が要求される。

アルミナは炉材耐火物として広範囲に使用されるとともに、鋼の主要な脱酸生成物でもあり、そのスラグとの反応性について耐火物の溶損や介在物の吸収溶解の観点から多くの研究^{2)~4)}がなされている。例えば、Cooperらは²⁾単結晶アルミナを用いて CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系スラグ中への溶解特性に関する詳細な研究を行い、溶解速度はスラグ相内の溶質の移動が律速過程であることを報告

している。しかし、製錬プロセスで使用されるスラグ系や組成は多様化しており、その影響や攪拌強度との関係についての検討は不十分である。

著者らの一部はこれまでに石灰の滓化やスラグによる炉材の浸食に関連して CaO⁵⁾、MgO⁶⁾ 及びドロマイト⁷⁾の溶融スラグ中への溶解速度を調べ、液相側境界層中での溶質の拡散が律速段階であることを報告した。本研究では前報^{5)~7)}と同様に円柱状のアルミナ焼結試料を用いて CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系及び Na₂O-SiO₂ 系スラグ中への溶解速度の測定や EPMA による焼結試料中へのスラグの浸透状況の観察を行い、溶融スラグへのアルミナの溶解機構について検討した。

2. 実験方法

2.1 アルミナ焼結試料の作製方法

純度 99.8% のアルミナ粉末 (住友化学製)、アラビアゴム及び純水を重量比で 90 : 5 : 5 の割合で十分混合

平成 4 年 1 月 27 日受付 平成 4 年 7 月 3 日受理 (Received on Jan. 27, 1992; Accepted on July 3, 1992)

* 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

*² 九州大学大学院 (現:住友金属工業(株))(Graduate School, Kyushu University, Now Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 九州大学大学院 (現:三菱重工業(株))(Graduate School, Kyushu University, Now Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

し、この混合粉末 30 g を金型 (内径 20 mm) に入れ加圧成形した後、1 823 K、大気中で 90 分間焼結した。得られた焼結体は直径 17 mmφ、長さ 32 mm の円柱状であり、そのかさ密度は 3.97 g/cm³ (気孔率は約 1% に相当) であった。なお、アラビアゴムは 473~673 K で焼失する。

2.2 スラグ

用いたスラグは CaO-SiO₂-Al₂O₃ 3 元系 (以後高炉系と記す) 及び Na₂O-SiO₂ 2 元系 (以後ソーダ系と記す) である。試薬特級の CaCO₃, SiO₂, Al₂O₃, Na₂CO₃, を所定組成に配合し予備溶製したものをを用いた。実験に供したスラグの組成を Table 1 に示す。なお、ソーダ系スラグは鉄るつばで溶製したため溶製後最大 5% 程度の Fe₂O が含まれていた。高炉系スラグ溶製には黒鉛るつばを用いた。

2.3 装置および実験方法

本研究で使用した実験装置の概略を Fig. 1 に示す。円柱状の焼結試験片の中心に穴をあけて 5 mmφ の棒 (高炉系スラグでは Mo 製、ソーダ系スラグでは軟鋼製) を通し、その両端をキャップ (高炉系スラグでは黒鉛製、ソーダ系スラグでは軟鋼製) で固定し、試験片の空回りを防ぐとともに、溶解反応が試験片の側面だけで進行するようにした。

この試験片は黒鉛棒 (高炉系スラグ) あるいは軟鋼棒 (ソーダ系スラグ) を介してモーターに連結した。温度は熱電対 (Pt/Pt-13 Rh) をスラグの深さの 1/2 の所に設置して測定した。実験中の温度変動は約 ±5°C であった。

予備溶製したスラグを内径 50 mm、深さ 120 mm の黒鉛るつば (ソーダ系スラグでは鉄るつば) に入れ、タンマン炉内で Ar 雰囲気中で溶融し実験温度まで昇温させた。このときスラグの深さは 70 mm となるようにした。アルミナ試験片はスラグ直上で 5 分間予熱後、所定の回転数を与えてスラグ中に浸漬した。所定の時間保持後試験片をスラグ直上まで引き上げ、約 30 秒間回転を続けて付着スラグの大部分を落とした後、炉外に取り出した。HCl 溶液中 (高炉系スラグ) あるいは熱水中 (ソーダ系スラグ) で試料に付着したスラグを溶解除去した後、マイクロメータ (精度 1/1 000 mm) を用いて円柱試料の直径を測定した。測定は試料上部より 5 mm おきに 4 点、90° 回転させて同様に 4 点の計 8 点について行い、その平均値を実験後の試料直径とした。また実験後の試料については EPMA 及び X 線回折法を用いてスラグの浸透状態あるいは化合物の生成の有無について調べた。

Table 1. Chemical composition of slags (mass%).

a) BF-type slag

Slag	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃
A	45	45	10
B	40	40	20
C	35	35	30

b) Soda-slag (R=Molar ratio)

Slag	Na ₂ O	SiO ₂	R
D	68	32	2
E	51	49	1
F	44	56	0.75
G	34	66	0.5

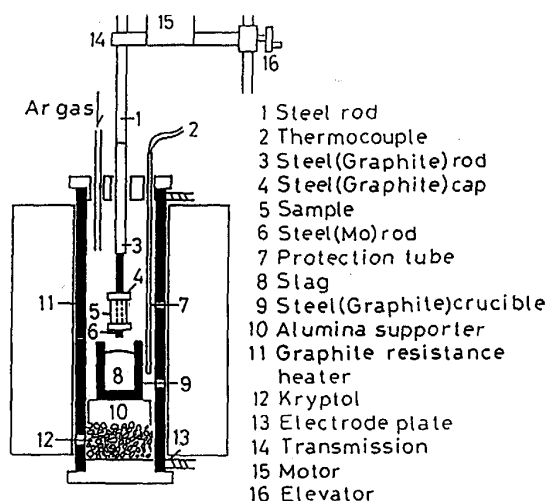


Fig. 1. Experimental Apparatus.

3. 実験結果

実験では両スラグ系について、アルミナ試料の溶解速度に及ぼす回転数、温度及びスラグ組成の影響を調べた。溶解挙動の例として高炉系スラグ A 及びソーダ系スラグ E について溶解速度に及ぼす回転数の影響を半径減少量と時間との関係で Fig. 2, 3 に示す。高炉系及びソーダ系スラグともにいずれの条件においても、これらの図に見られるように、試料半径は浸漬時間に対して直線的に減少した。また、図より回転数の増大に伴って半径減少速度の増加がみられ、このことは溶解過程がスラグ中の溶解成分の拡散過程で支配されることを示している。

一般に、液相中の溶質の拡散が律速段階であるとすれば、単位時間、単位面積当りの溶質の移動速度 J は (1) 式で表される。

$$J = k(n_s - n_b) \dots\dots\dots (1)$$

界面における物質収支から J と半径減少速度 ($-dr/dt$) との間には次の関係が成り立つ。

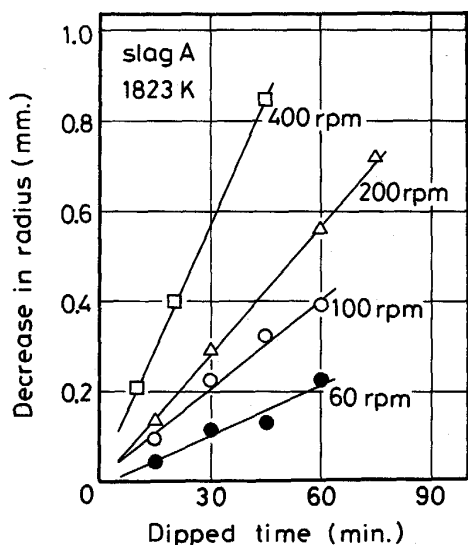


Fig. 2. Effect of revolution speed on the dissolution rate of Al₂O₃ into slag A.

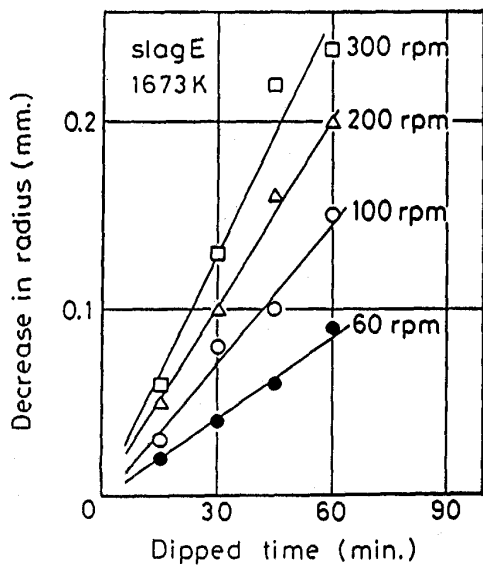


Fig. 3. Effect of revolution speed on the dissolution rate of Al₂O₃ into slag E.

$$\rho_{solid} \cdot A \cdot (-dr/dt) = A \cdot J \dots \dots \dots (2)$$

そこで、 $-dr/dt$ を試料の溶解速度 V の尺度に用いると、(1)、(2)式より近似的に(4)式が成立する。

$$V = k(C_s \rho_s - C_b \rho_b) / 100 \rho_{solid} \dots \dots \dots (3)$$

$$\approx k \rho_b \Delta(\%Al_2O_3) / 100 \rho_{solid} \dots \dots \dots (4)$$

半径減少速度より計算された溶解速度を実験条件とともに Table 2 にまとめて示す。

高炉系スラグ (CaO/SiO₂=1) での溶解速度に及ぼすアルミナ濃度の影響を Fig. 4 に、ソーダ系スラグの

Table 2. Experimental results.

Slag	Temp. (K)	m (rpm)	$V \times 10^6$ (cm·s ⁻¹)	$k \times 10^5$ (cm·s ⁻¹)	$\Delta(\%Al_2O_3)^{13)}$ (mass%)		
A	1853	200	19.0	7.12	39.5		
	1823	60	6.29	2.54	38.0		
		100	11.0	4.48			
		200	15.9	6.41			
400	30.4	12.2					
B	1773	200	9.83	4.42	36.0		
B	1823	100	5.43	4.84	28.0		
		200	8.78				
		300	12.1				
		400	14.2				
C	1823	200	3.65	2.91	18.0		
D	1673	100	9.72	17.6	*10.0		
		E	1673	60	2.51	1.69	26.7
				100	4.22	2.84	
				200	5.50	3.70	
				300	7.36	4.95	
E	1573	200	2.84	2.03	23.9		
		1473	200	2.00	1.54	22.1	
		1373	200	0.70	0.57	20.4	
F	1673	200	1.12	0.67	29.9		
G	1673	200	0.44	0.35	28.8		

* Estimated value

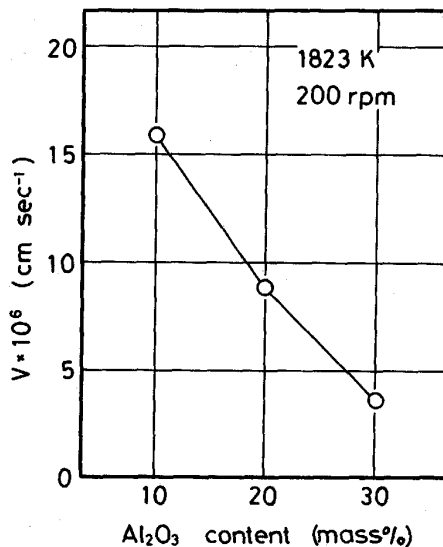


Fig. 4. Relation between the dissolution rate and Al₂O₃ content in slag with CaO/SiO₂ = 1 at 1823 K.

場合の Na₂O/SiO₂ モル比 R の影響を Fig. 5 に示す。アルミナ濃度の低下や R の増大によりアルミナの溶解速度が増大することがわかる。なお、Fig. 5 には比較のため Na₂CO₃-SiO₂ 系スラグを用いた小林¹⁹⁾の結果を併記したが、ほぼ一致した傾向が見られる。また、Table 2 より溶解速度に及ぼす温度の影響もかなり大きいことが分かる。

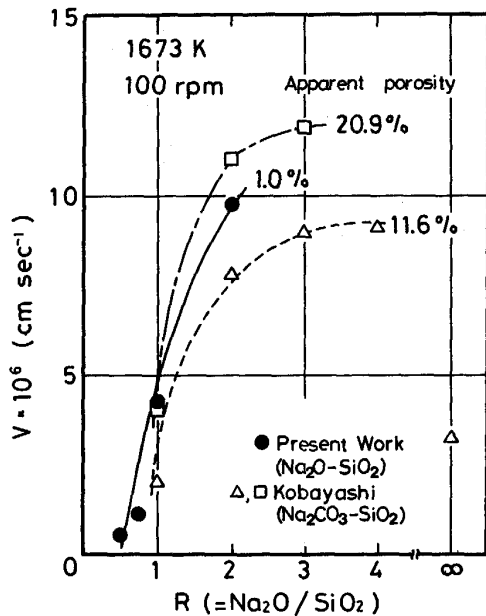


Fig. 5. Relation between the dissolution rate and molar ratio of Na₂O to SiO₂ at 1673 K.

4. 考 察

4.1 溶解速度に及ぼす回転数の影響

上述の結果よりアルミナの溶解機構は反応溶解の形態で、液相中における溶解物質の拡散が律速段階であると推定できた。このように拡散律速の場合、溶解速度 V と流動速度 U との間に(5)式の関係が成立し、 s の値としては0.50~0.80が報告されている⁵⁾⁻¹⁰⁾。

$$V = B \cdot U^s \dots\dots\dots (5)$$

ここで B は定数である。

U として円柱の周速度 ($=\pi dm/60$) をとり、溶解速度との関係を両対数プロットしたものが Fig. 6 である。図において、高炉系スラグ及びソーダ系スラグとも $\log V$ と $\log U$ の間には直線関係が成立しており、これらの直線の傾きから高炉系スラグでは $s=0.71, 0.80$ 、ソーダ系スラグでは $s=0.66$ が得られた。これらの値は文献値 (0.50~0.80) の範囲内にあり、このことからアルミナ焼結体の高炉系スラグ及びソーダ系スラグへの溶解は液相側境界層中での溶質の拡散が律速段階であることがわかる。

一方、物質移動係数と流動条件との関係はしばしば無次元相関式で表される。ここで、無次元数として J_D 因子を用いると、それは Re 数の関数として次式で表される。

$$J_D = (k/U)(Sc)^a = c(Re)^b \dots\dots\dots (6)$$

常温における安息香酸の水中への溶解⁸⁾や鋼の溶融

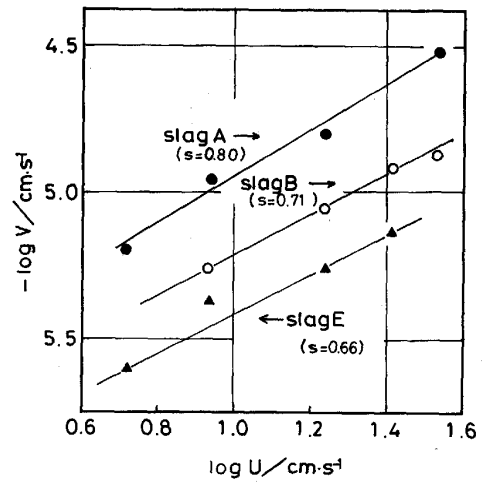


Fig. 6. Effect of periphery velocity on the dissolution rate of Al₂O₃.

Al, 溶融 Zn 中への溶解¹⁰⁾など多くの物質についての実験結果から、 $a=2/3$ としたときレイノルズ数が 1×10^2 から 5×10^4 の広い範囲で(6)式が成立し、 b の値としては -0.25 や -0.30 などが報告されている。

無次元数 J_D の計算に必要な物性値、とくに3元系での拡散係数については十分な報告がないので、拡散係数について以下のような推定を行った。高炉系スラグについて、Sugawara ら¹¹⁾は 40% CaO-40% SiO₂-20% Al₂O₃ スラグ中の CaO-Al₂O₃ の擬2元相互拡散係数を実測し 1823 K で 2.20×10^{-6} を得ている。さらに永田ら²¹⁾は同スラグ系での異なる組成での相互拡散係数を推定している。これらの結果を基に 1823 K, CaO/SiO₂=1 の条件で Al₂O₃ を 10%, 20% および 48% (飽和値) 含むスラグでの CaO-Al₂O₃ の相互拡散係数を推定し、10%-48% あるいは 20%-48% での拡散係数の平均値をそれぞれスラグ A, B の実験結果の解析に使用した。

ソーダ系スラグについての相互拡散係数についても若干の報告があるが²²⁾、いずれも Na₂O/SiO₂ 比が 0.5 以下の高 SiO₂ についての値である。この系の粘度は SiO₂ 濃度に大きく依存していることを考慮して、本計算ではむしろ SiO₂ 濃度が同じ 50% Na₂O-50% SiO₂ スラグについて得られた相互拡散係数¹²⁾を用いることとした。

計算結果は高炉系スラグでは(7)、(8)式、ソーダ系スラグでは(9)式で与えられる。これらの関係を他の研究者の結果とともに Fig. 7 に示す。

$$J_D = 0.060 \cdot Re^{-0.21} \text{ (スラグ A)} \dots\dots\dots (7)$$

$$J_D = 0.074 \cdot Re^{-0.30} \text{ (スラグ B)} \dots\dots\dots (8)$$

$$J_D = 0.048 \cdot Re^{-0.37} \text{ (スラグ E)} \dots\dots\dots (9)$$

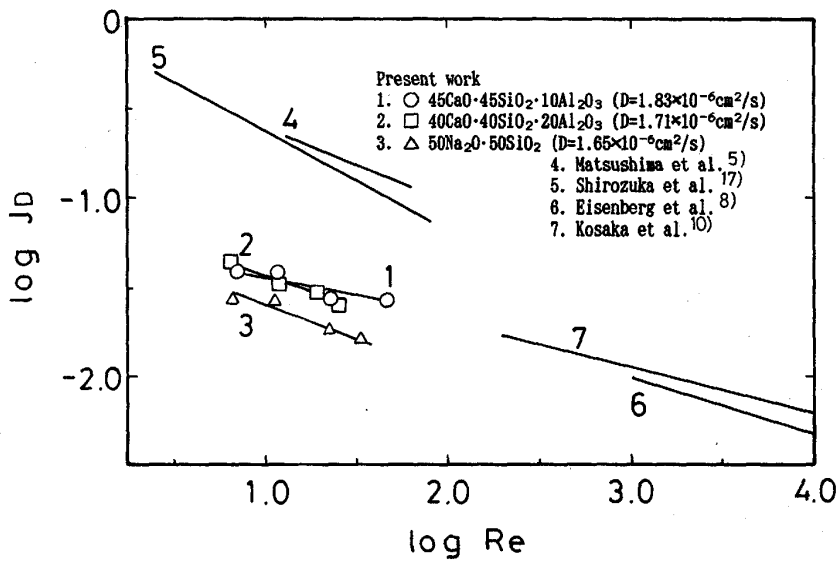


Fig. 7. Relation between J_D -factor and Reynolds number.

Table 3. Physical properties of slags.

Slag	Temp. (K)	$D \times 10^6$ (cm ² ·s ⁻¹)	ρ_b (g·cm ⁻³)	η (Pa·s)
A	1823	1.83 ⁽¹¹⁾	2.51 ⁽¹⁴⁾	0.33 ⁽¹⁵⁾
B		1.71 ⁽¹¹⁾	2.57 ⁽¹⁴⁾	0.62 ⁽¹⁵⁾
C		*2.76 ⁽¹⁵⁾	*1.10 ⁽¹⁵⁾	
D	1673	1.65 ⁽¹²⁾	2.20 ⁽¹²⁾	*0.30 ⁽¹⁵⁾
E		0.41 ⁽¹⁶⁾	2.20 ⁽¹²⁾	*1.30 ⁽¹²⁾
F		0.75 ⁽¹²⁾	2.20 ⁽¹²⁾	2.69 ⁽¹²⁾
G		0.75 ⁽¹²⁾	2.20 ⁽¹²⁾	2.69 ⁽¹²⁾

*Estimated value

Sc, Re 数及び k の計算には Table 3 に示すスラグの物性値を使用した。スラグの物性値についての比較的多く測定がなされている高炉系スラグでの結果(7), (8)式は小坂らの高温測定結果に近いものであった。

スラグ組成以外同じ条件下であるにもかかわらず得られた関係式の間には J_D の絶対値や Re の指数値に若干の違いが見られる。このような差異の一因として Re 数の測定範囲が狭いことや物性値の精度の問題が考えられる。さらに、後述の EPMA 分析に見られるように、アルミナ焼結体中へのスラグ成分の浸透により溶解機構の変化の可能性も考えられる。

一方、本実験のように界面とバルクの組成がかなり大きく異なる場合に無次元相関式の算出にどの部分の組成に対する物性値を使うかも問題となる。たとえば、境界膜モデルでは固-液界面での濃度勾配が使用されていることを考慮して、アルミナ飽和組成での相互拡散係数を用いると、上述の無次元相関式は多少上方に平行移動する。

スラグ系が異なる場合も同じ無次元関係で表し得ると考え、実測結果がないソーダ系スラグ E について

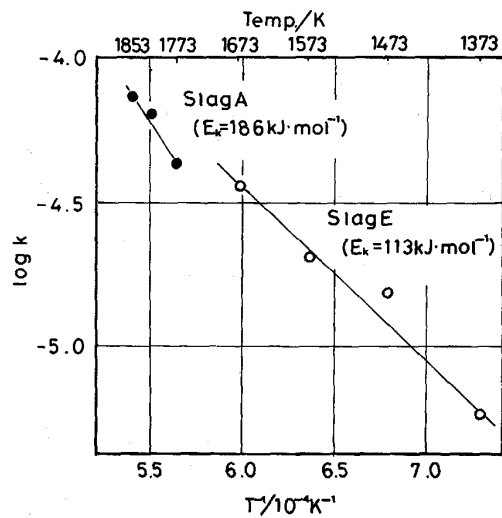


Fig. 8. Effect of temperature on the mass transfer coefficient of alumina in slag.

(8)式に基づきアルミナの相互拡散係数を推定すると $D \sim 5 \times 10^{-7}$ cm²·s⁻¹ が得られた。この値は Hunold ら²²⁾の R=0.5 での Na₂O-Al₂O₃ の相互拡散係数より 1 桁以上大きな値であり、Schwerdtfeger¹⁶⁾ による Na₂O-SiO₂ の相互拡散係数値に近い値であった。

4.2 溶解速度の温度依存性

物質移動係数 k に及ぼす温度の影響を log k と 1/T の関係で Fig. 8 に示す。両者の間には直線関係が成り立ち、その傾きより見かけの活性化エネルギーとして高炉系スラグ A では 186 kJ·mol⁻¹、ソーダ系スラグ E では 113 kJ·mol⁻¹ が得られた。

Table 4. Apparent activation energies ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$) for mass transport in molten slags.

Slag	E_k^{obs}	$E_k^{cal.}$	E_D	E_η
A	186	195-281	240 ⁽¹¹⁾ -356 ⁽¹⁴⁾	93 ⁽¹⁵⁾
E	113	64-131	42 ⁽¹²⁾ -142 ⁽¹⁵⁾	121 ⁽¹⁵⁾

(6)式を k について書き直すと(10)式が得られる.

$$k = c(U^2 L)^b \nu^{-(a+b)} D^a \dots\dots\dots(10)$$

ν 及び D はアレニウス型の温度依存性を示すことより, 物質移動の活性化エネルギー E_k は粘性の活性化エネルギー E_η , 拡散の活性化エネルギー E_D との間に次の関係が成り立つと推定できる¹⁸⁾.

$$E_k = (a + b)E_\eta + aE_D \dots\dots\dots(11)$$

実測の溶解の見かけの活性化エネルギー E_k^{obs} と, (11)式から計算される活性化エネルギー $E_k^{cal.}$ を Table 4 に示す. 実測値は計算値とはほぼ同程度と考えられることから, アルミナの高炉系スラグおよびソーダ系スラグへの溶解は液相での拡散律速として進行すると推定できる.

4.3 溶解速度の組成依存性

Fig. 9 に高炉系スラグへのアルミナ溶解反応に関連して, スラグの粘度, スラグ A での値を基準とした相対な値で表した物質移動係数 $k_R (= k/k_{10\%Al_2O_3})$ 及び $\Delta(\%Al_2O_3)_R (= \Delta(\%Al_2O_3)/\Delta(\%Al_2O_3)_{10\%Al_2O_3})$ とスラグ中のアルミナ濃度の関係を示す. 図よりスラグ中のアルミナ濃度の増加に伴い物質移動の推進力である $\Delta(\%Al_2O_3)$ が低下するが, 粘度の増大からも予想されるように k が減少し, この結果, Fig. 4 に見られるように, アルミナ濃度の増大に伴い溶解速度は低下したものと考えられる. その際, アルミナ濃度の増加に伴う k_R と $\Delta(\%Al_2O_3)_R$ の減少割合はほぼ同じであることから溶解速度に及ぼす両者の影響は同程度と推定される.

円柱あるいは円板試料を用いて連铸パウダーフラックス中への溶解速度を調べた中戸ら³⁾の実験結果と比較すると, 本実験での溶解速度は約 1/10 程度小さい. 中戸らの用いたスラグは 15%NaF を含む低融点スラグであり, 本実験でのスラグに比べて粘度がかなり低く, 物質移動係数の増大が予想される. この結果溶解速度に大きな差異が生じたものと推定される.

Fig. 10 にモル比の変化に対する粘度及び $R=1$ のスラグを基準とした $k_R (= k/k_{R=1})$ と $\Delta(\%Al_2O_3)_R (= \Delta(\%Al_2O_3)/\Delta(\%Al_2O_3)_{R=1})$ の変化を相対値で示す. なお, 図には示さなかったが, $R=2$ で $k_R \approx 4$ と推定された. 図から $R < 1$ では $\Delta(\%Al_2O_3)_R$ はあまり変

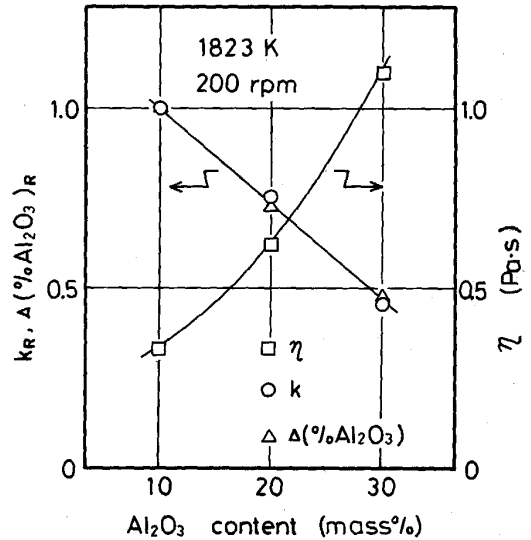


Fig. 9. Variation in slag viscosity and relative values of k and $\Delta(\%Al_2O_3)$ with alumina content in BF-type slags.

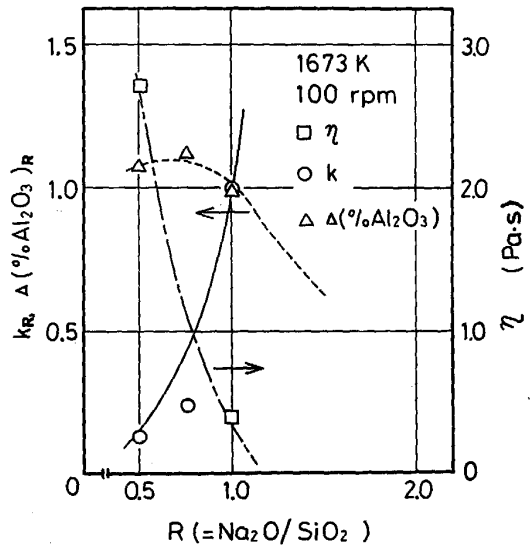


Fig. 10. Variation in slag viscosity and relative values of k and $\Delta(\%Al_2O_3)$ with molar ration of Na_2O to SiO_2 .

化しないが, さらにモル比が増加すると $\Delta(\%Al_2O_3)_R$ は減少する傾向がある. 一方, k_R は $R < 2$ の領域で急激に上昇していることがわかる. この領域では, モル比 (Na_2O の含有量) の増加に伴い SiO_2 の網目構造が破断され, 粘度は急激に減少している. したがって, モル比が大きくなると拡散係数が増大し, k も増大することが推定される. この結果, Fig. 5 に見られたモル比の

増加に伴う溶解速度の大きな増大は主に k の増大によるものであることが明らかである。

SiO_2 共存下では Na_2CO_3 は SiO_2 との反応で比較的速く分解し、 Na_2O を生成する²⁰⁾。この結果、Fig. 5 に併示した小林¹⁹⁾の実験と本実験条件は焼結体の気孔率や初期スラグ系が多少異なるが、 $R < 2$ の範囲では同様の結果が得られたものと推定される。さらに、小林の結果よりモル比を 2 以上に増加させても溶解速度の増加は大きくないことが予想される。

4.4 溶解機構について

高炉系スラグ A での実験後の試料断面の組織観察によれば、試料表面には厚さ 0.5 mm 程度のスラグの浸透した変質層が存在し、浸漬時間が増すにつれて、スラグが浸透した粒界および変質層の幅も拡大する。化学分析や EPMA 分析結果からこの部分には Ca や Si が存在することおよび Si よりも Ca のほうが試料内部にまで浸透していることが知られた。

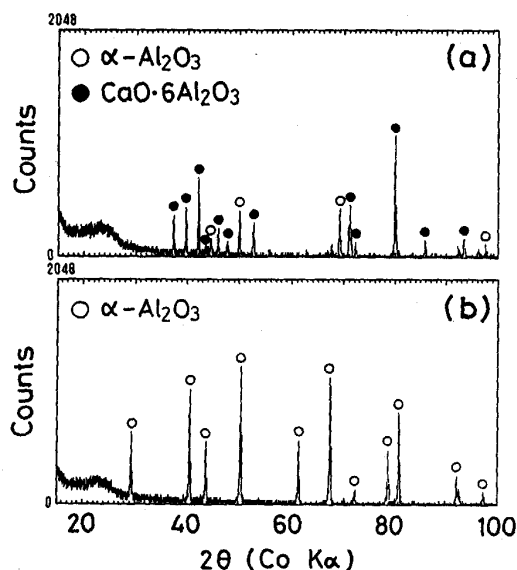
Fig. 11 に 1550°C、200 rpm で高炉系スラグ A に 60 分間浸漬した後のアルミナ試料表面(a)及び内部の(b)の X 線回折結果を示す。スラグの浸透が確認された表面層では $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ の他に $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ の存在が確認された。これより焼結試料に浸透したスラグはアルミナと反応して $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ を生成しながらアルミナは溶解することがわかる。一方、ソーダ系スラグでは高炉系スラグの場合と異なりスラグ成分である Na 及び Si の試料中への浸透は認められず、したがって、高炉系でみられたような変質層も認められなかった。また、試料表面部及び内部の X 線回折図でも $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ の回折ピークのみしか観察されなかった。

これらの結果より、高炉系スラグでは固体アルミナのスラグへの溶解反応はスラグ浸透層内と焼結体表面とで進行するが、ソーダ系スラグでは単に試料表面のみで進行する。溶解したアルミナはスラグ内部に拡散するが、この拡散速度が両者の場合とも溶解速度を支配するものと推定した。

5. 結 言

回転浸漬法により焼結アルミナの高炉系スラグ($\text{CaO}\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$)及びソーダ系スラグ($\text{Na}_2\text{O}\text{-SiO}_2$)への溶解速度に及ぼす回転数、温度、及びスラグ組成の影響を調べるとともに、実験後の試料について EPMA 及び X 線回折法によりスラグの浸透状況と化合物の生成の有無について調べた。得られた結果を以下に示す。

(1)アルミナの溶解速度は高炉系スラグ及びソーダ系スラグいずれの場合も回転数の増大とともに増加し、結



(a) Surface layer with slag penetration (b) Center part
Fig. 11. X-ray diffraction pattern of alumina sample after dipped into slag A at 200 rpm and 1823 K for 60 min.

果は J_D 因子を用いて表すことができた。

(2)高炉系スラグ ($\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 10\%$)及びソーダ系スラグ E での物質移動の活性化エネルギーはそれぞれ 186 及び 113 $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ であった。

(3)高炉系スラグでは、スラグ成分の Ca, Si のアルミナへの浸透が観察され、アルミナ固相内に $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ の生成が認められた。一方、ソーダ系スラグでは、スラグ成分のアルミナ中への浸透は見られなかった。

(4)アルミナの高炉系スラグ及びソーダ系スラグへの溶解過程では液相側境界層中での溶質の拡散が律速段階であると判断された。

記 号

- A: 界面積 (cm^2)
- c: 液相の濃度 (mass%)
- d: 円柱試料の平均直径 (cm)
- E: 活性化エネルギー ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$)
- k: 溶質の物質移動係数 ($\text{cm}\cdot\text{sec}^{-1}$)
- L: 試料の平均直径 (cm)
- m: 回転数 (rpm)
- n: 溶質の密度 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)
- r: 試料半径 (cm)
- t: 時間 (s)
- Re: レイノルズ数 ($= UL/\nu$)
- Sc: シュミット数 ($= \nu/D$)
- η : 粘度 ($\text{Pa}\cdot\text{s}$)
- ν : 動粘度 ($\text{cm}^2\cdot\text{sec}^{-1}$)

ρ : 密度 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)

a, b, c, B : 定数

添え字 s : 飽和液相, b : バルク液相, $solid$: 固体焼結体

文 献

- 1) 丸川雄浄, 広木伸好: 金属 (1981), p. 7
- 2) A. R. Cooper, Jr. and W. D. Kingery: J. Am. Ceram. Soc., 47 (1964), p. 37
- 3) 中戸 参, 江見俊彦, 江島彬夫: 鉄と鋼 (1974), A 15
- 4) 荒木泰治, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼 (1972), S 370
- 5) M. Matsushima, S. Yadoomaru, K. Mori and Y. Kawai: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 17 (1977), p. 442
- 6) 馬越幹男, 森 克巳, 川合保治: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1726
- 7) M. Umakoshi, K. Mori and K. Kawai: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 24 (1984), p. 532
- 8) M. Eisenberg, C. W. Tobias and C. R. Wilke: Chem. Eng. Progress, Symp. Ser. No. 16, 51 (1955), p. 1
- 9) 小林弘旺, 尾山竹滋: 窯業協会誌, 82 (1974), p. 546
- 10) 小坂岑雄, 蓑輪 晋: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1748
- 11) H. Sugawara, K. Nagata and K. S. Goto: Metall. Trans. B, 8 (1977), p. 605
- 12) 小坂岑雄, 白石 裕, 斎藤恒三: 東北大学選鉱製錬研究所彙報, 24 (1968), p. 13
- 13) Phase Diagrams for Ceramists: The Amer. Ceramic Soc. Inc. (1964), p. 181, p. 219
- 14) 溶鉄・溶滓の物性値便覧 (1968)[日本鉄鋼協会]
- 15) Handbook of Physico-chemical Properties at High Temperature, ed. by Y. Kawai and S. Shiraishi (1988) [日本鉄鋼協会]
- 16) K. Schwerdtfeger: J. Phys. Chem., 70 (1966), p. 2131
- 17) 城塚 正, 平田 彰, 村上昭彦: 移動速度論 (1966), p. 168 [オーム社]
- 18) 広田鋼蔵: 反応速度 (1957), p. 148 [共立出版]
- 19) 小林弘旺: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1924
- 20) 竹林康博, 篠崎信也, 森 克巳, 川合保治: 鉄と鋼, 76 (1990), p. 1480
- 21) 永田和宏, 後藤和弘: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1777
- 22) H. Hunold and R. Bruckner: Glastechn, 53 (1980), p. 207