

Sinter-HIP 소결에 의한 알루미나의 입자성장 거동

박 훈 · 박상엽
강릉대학교 세라믹공학과
(2000년 5월 25일 접수)

Grain Growth Behavior in Alumina during Sinter-HIP Process

Hoon Park and Sang-Yeup Park

Dept. of Ceramics Engineering, Kangnung National University, Kangnung, 210-702, Korea
(Received May 25, 2000)

초 록

알루미나의 소결시 외부압력이 알루미나의 입자성장에 미치는 영향을 sinter-HIP을 통해 고찰하였다. 알루미나 입자는 HIP 초기에 일정하게 빠른 속도로 성장하였으나 HIP 처리시간이 30분을 경과한 이후에는 완만한 속도로 성장하였다. 상압소결된 알루미나를 HIP 처리시 입자성장 속도지수는 상압소결시와 동일한 $n=3$ 을 나타내었으나 알루미나의 입자성장속도는 HIP 처리시의 외부 압력으로 인해 감소하였다. Sinter-HIP 소결시 순수 알루미나와 MgO가 첨가된 알루미나의 경우 계산된 속도상수 k 는 대략적으로 각각 $9.2 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$, $2.6 \times 10^{-21} \text{ m}^3/\text{s}$ 이었다.

ABSTRACT

The effect of external pressure on the grain growth of alumina has been investigated by the sinter-HIP process. Alumina grains were rapidly grown until 0.5 h HIP condition, and then slowly grown during prolonged HIP treatment. Grain growth exponent of alumina during HIP was similar to that of alumina during pressureless sintering($n=3$). However, the grain growth of alumina was inhibited by the external pressure during HIP. Rate constants in undoped and MgO-doped alumina during sinter-HIP were $9.2 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$, $2.6 \times 10^{-21} \text{ m}^3/\text{s}$, respectively.

Key words : Alumina, Sinter-HIP, Grain growth, Rate constant

1. 서 론

알루미나의 소결에 있어서 중요한 관점은 치밀화와 입자성장으로 시편이 완전한 치밀화되기 위해서는 미세한 크기의 원료분말, MgO 등의 소결첨가제, 고온소결, 및 가압소결등이 필요하다. 상압소결시 알루미나의 입자성장은 소결말기과정, 즉 고립기공이 형성된 이후에 주로 일어나게 되며 입계에 존재하는 기공과 MgO 등의 소결첨가제에 의한 입계 편석, 입계에 존재하는 액상등이 입자성장에 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.^{1,2)}

알루미나에서의 입자성장 거동은 소결온도, 소결시간, 소결분위기 등의 기본적인 소결변수에 의존한 정상입자성장 거동과 입자성장을 제한하는 요인들인 기공, 입계 불순물 등에 의한 비정상 입자성장 거동으로 크게 구분되어 연구되어 왔다.³⁻⁶⁾ 그러나, 소결변수인 외부압력이 알루미나의 입자성장 거동에 미치는 연구는 제한적이며, 이는 알루미나의 경우 상압소결에 의한 치밀화 속도가 비교적 빠르기 때문에 판단된다. 소결 말기과정에서 알루미나의 입자성장 거동은 미세구조내의 잔류기공들로 인해 제한되며, 따

라서 잔류기공의 영향이 없는 상태에서의 알루미나의 입자성장 거동을 관찰하기 위해서는 열간정수압 소결(HIP)이 필요하다.

열간정수압 소결은 고온, 고압이 동시에 적용되므로 치밀화 증진 및 결합제 제거가 가능하며 열간가압소결(hot-press)에 비해 복잡한 형상의 소결체를 얻을 수 있는 장점이 있으므로 매우 유용한 소결법으로 알려져 있다.⁷⁾ 열간정수압 소결시 가해진 압력은 치밀화에 있어서 입계곡률에 따른 소결응력에 추가되는 소결변수로 잔류기공 소멸에 매우 효과적인 것으로 알려져 있다.⁸⁾ 한편, 치밀화와 입자성장이 동시에 일어나는 소결단계에서 HIP 처리에 따른 압력은 치밀화와 입자성장에 영향을 미친다. 그러나 치밀화가 종료되고 입자성장만 일어나는 경우 외부압력이 소결체의 입자성장에 미치는 영향에 대해서는 아직 보고되어 있지 않다. 따라서, 본 연구에서는 sinter-HIP 공정을 통해 잔류기공을 제거한 시편을 기준으로 하여 외부압력이 알루미나의 입자성장에 미치는 영향을 고찰하였다. 한편, 외부압력 존재하에 첨가된 MgO가 알루미나의 입자성장에 미치는 영향을 입자성장 속도지수를 중심으로 고찰하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편제조

본 실험에서 사용된 알루미늄 분말(AHPS-40)은 일본 Sumitomo사 제품으로 순도가 99.99%이고 평균 입자크기는 $0.3 \mu\text{m}$ 이었다. MgO는 Al_2O_3 에 대해 1000 ppm이 되도록 $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 를 에탄올에 녹여 첨가한 후 하소 처리하였다. 각 원료분말은 고순도 알루미늄 jar에서 고순도 알루미늄 ball과 milling media로 ethyl alcohol을 사용하여 24시간 ball milling 하였다. Milling시 사용된 alcohol은 rota-evaporator 및 oven을 사용하여 제거하였다. 얻어진 응집입자는 알루미늄 유발에서 20분간 분쇄 후 조립화하였다. 조립화된(mesh # 120) 분말 약 1.5 g을 지름 14 mm 정도의 금속 몰드에서 형체를 유지할 정도의 압력으로 1차 성형한 후 성형 밀도를 높이기 위해 고무용기에 성형체를 넣고 약 150 MPa 압력으로 CIP(Cold Isostatic Pressing)을 하였다. CIP 처리 후 시편의 크기는 지름이 약 13 mm였고 높이는 약 5 mm로 이론밀도의 58%인 성형밀도를 얻을 수 있었다.

2.2. 소결공정

Al_2O_3 의 상압소결은 수직관상로를 이용하여 1600°C , O_2 분위기에서 1시간 동안 행하였다. 시편의 가열 및 냉각속도는 $120^\circ\text{C}/\text{min}$ 의 비교적 빠른 속도를 선택하였다. 이는 Al_2O_3 의 고상소결시 승온속도가 빠를 경우 입자성장보다는 치밀화가 증가되어 미세한 입자조직을 얻을 수 있기 때문이다.⁹⁾ 상압소결된 시편은 1600°C , 152 MPa의 조건에서 Ar기체를 압력전달 매체로 사용하여 0.5 h에서 8 h까지 HIP 처리시간을 변화시켜 열처리하였다. HIP 조건은 동시 승온, 승압 방식을 선택하였으며 BN으로 코팅된 흑연도가니에 시편을 넣은 후 400°C 까지 진공으로 유지시켜 수차례 고순도 Ar를 사용하여 purging하였으며, 이때 가열속도 및 냉각속도는 각각 $12^\circ\text{C}/\text{min}$, $32^\circ\text{C}/\text{min}$ 이었다. HIP 처리된 시편(1600°C , 152 MPa, 0.5 h)의 열처리 시간에 따른 입자성장거동을 관찰하기 위하여 시편들을 수직관상로에서 1600°C , 공기중의 열처리 조건에서 1, 2, 4, 8, 16 h으로 열처리 조건을 변화시켰다.

2.3. 미세구조 관찰

시편의 미세조직을 관찰하기 위하여 bakelite로 mounting 된 시편을 SiC 연마지 및 다이아몬드 paste를 이용하여 미세연마하였다. 연마된 시편은 1450°C 에서 30분간 열간 에칭처리 하였다. 시편의 미세구조는 주사전자 현미경(SEM)을 이용하여 관찰하였다. 평균 입자크기는 화상분석기(Buehler Omimet 3)를 이용하여 입자면적을 계산한 후 평균입경을 구하였다. 평균입자 크기 측정은 1000~1500개의 입자들을 기준으로하여 digital image processing 기법으로 구하였다.

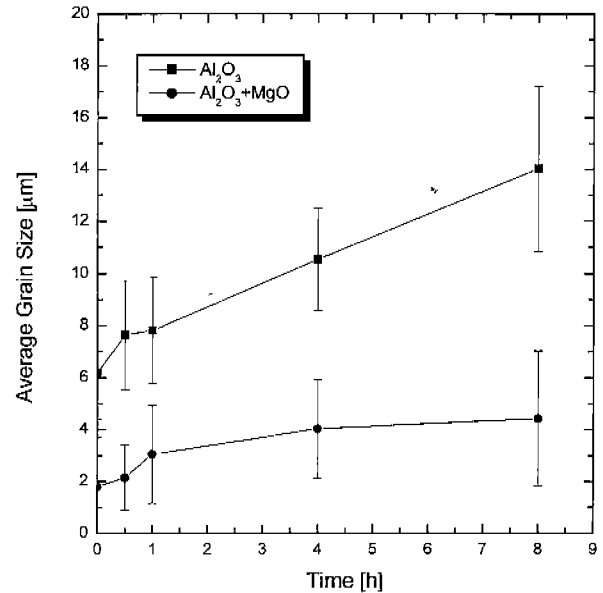


Fig. 1. Average grain size of undoped and MgO-doped Al_2O_3 as a function of holding time (temperature: 1600°C , pressure: 152 MPa).

3. 실험결과 및 고찰

3.1. Sinter-HIP 소결시 입자성장 거동

Fig. 1은 1600°C , 152 MPa 조건에서 0.5 h HIP 처리된 알루미늄 소결체에서 HIP 처리시간 증가에 따른 입자성장 변화를 나타낸다. 초기 HIP 처리시에는 입자성장이 급격히 일어났으나 HIP 처리 시간이 1 h 이상일 경우 입자성장은 완전히 증가되는 거동을 나타내었다. 이러한 거동은 외부압력 존재하에서 알루미늄의 입자성장 거동이 상압소결시의 입자성장 거동과 유사한 경향을 보이는 것으로 판단된다. 한편, MgO 첨가시 알루미늄의 입자성장 속도는 순수한 알루미늄에 비해 현저히 감소하였으며, 이는 상압소결시 MgO에 의한 입자성장 억제 효과가 외부압력이 존재하는 상태에서도 동일하게 작용되고 있음을 나타낸다. 알루미늄에 첨가된 MgO의 역할은 선택적으로 알루미늄 입계에 편석되어 알루미늄의 입자성장 속도를 감소시키고 이방성 입자성장을 감소시키는 것으로 알려져 있다.^{10,11)}

Fig. 2는 1600°C 에서 0.5 h HIP 처리 전후의 미세구조로 HIP 처리시 알루미늄의 입자크기가 상압소결시의 입자크기에 비해 증가된 것을 나타낸다. 그러나 HIP 처리시간이 1 h로 증가시 Fig. 1에서와 같이 알루미늄의 입자크기는 0.5 h HIP 처리된 것과 비교하여 그다지 증가하지 않았다. 이는 상압소결 단계에서 약 1.2% 잔류기공을 함유한 소결체에서 초기 HIP 처리에 따른 압력은 입자성장을 촉진하게 되지만 HIP 처리를 통해 완전치밀화가 이루어진 경우는 입자성장 속도 변화가 크지않다는 것을 의미한다. 일반적으로 다결정체에서는 열처리 시간 증가에 따라 입자성장을 나

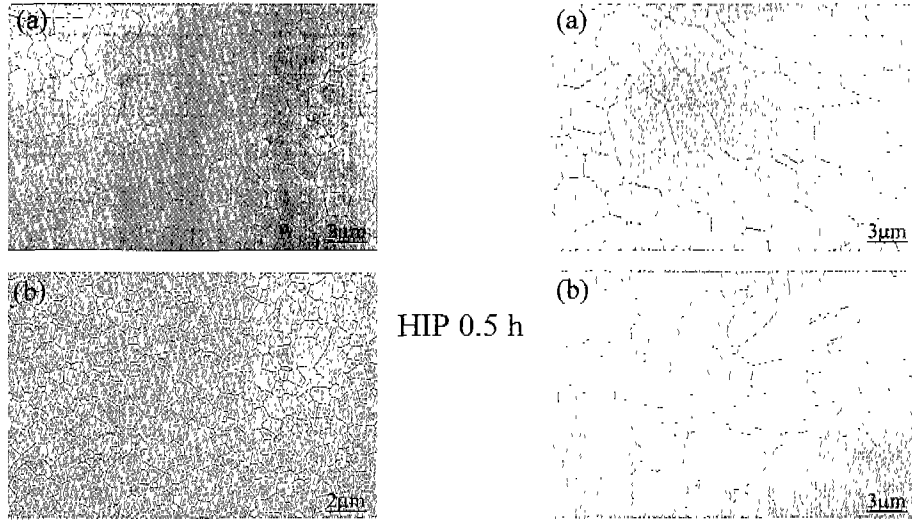


Fig. 2. Microstructure of (a) undoped and (b) MgO-doped Al₂O₃ before and after HIP treatment for 0.5 h at 1600°C, 152 MPa.

타내며, 이는 계면에너지의 감소와 전체 입계 면적의 감소에 따른 입계의 곡률효과로 설명된다. 입자성장 속도(dG/dt)는 입계 이동속도(V_b)로 표현되며 다음과 같은 입계 이동도(M_b)와 입계 구동력(F_b)의 곱으로 나타나게 된다.

$$V_b = M_b F_b \quad (1)$$

입계 이동도 M_b는 온도에 의존하며 다음 식과 같다.

$$M_b = M_0 \exp(-Q_b/RT) \quad (2)$$

여기서, Q_b는 입계이동에 따른 활성화 에너지이다. 또한, 곡률 효과를 고려하면 정상 입자성장 속도는 입자크기와 관련되어 다음 식으로 표시된다.

$$\frac{dG}{dt} = \frac{k'}{G} \quad (3)$$

따라서

$$G^2 - G_0^2 = kt \quad (4)$$

를 얻게된다. 위 식은 실제로 다수의 소결계에서 일반적인 입자성장식으로 다음과 같이 표시될 수 있다.

$$G^n - G_0^n = kt \quad (5)$$

Brook¹²⁾에 의하면 입자성장 지수인 n은 입계 이동속도(n=2)와 기공 이동속도(n=3)에 의존하며, 이러한 두 가지 이동속도들 중에서 어느 것이 입자 성장속도를 제어하는가에 따라 n값은 변하게 된다. Bennison과 Harmer¹³⁾는 1600°C

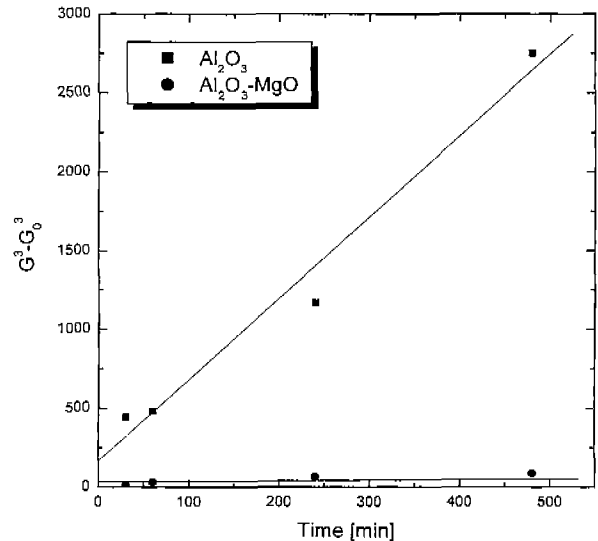


Fig. 3. Grain growth kinetics of undoped and MgO-doped Al₂O₃ as a function of holding time (temperature: 1600°C, pressure: 152 MPa).

에서 상압소결된 알루미늄에서 입자성장 거동을 관찰하였으며 다음과 같은 관계식을 유도하였다.

$$G^3 - G_0^3 = kt \quad (6)$$

여기서 k는 온도에 의존적인 비례상수이며, G₀는 초기 결정립 크기, G는 t 시간 경과후의 입자크기이다.

Fig. 3은 알루미늄 소결체의 HIP 시간에 따른 입자성장 거동을 나타낸 것으로 입자성장 속도지수는 Brook¹²⁾이 제시한 입계 이동속도 의존성(n=2) 보다는 기공 이동속도 의존성(n=3)에 가까운 선형적인 입자성장 거동을 나타내었다.

Table 1. Comparison of Kinetic Constants of Grain Growth in Al_2O_3 During Sintering at 1600°C

	Al_2O_3	$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$	Exp. Condition
M. P. Harmer et al. ^{11,13)}	$1.7 \times 10^{-19} \text{ m}^3/\text{s}$	$3.9 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$	Pressureless Sintering
In this work	$9.2 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$	$2.6 \times 10^{-21} \text{ m}^3/\text{s}$	Sinter-HIP

Fig. 3은 sinter-HIP에서의 k 값 측정에 따른 비교적 큰 편차를 고려할때 대략적인 값으로 $9.2 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$ 를 얻었다. 이는 Harmer등이¹³⁾ 상압소결에서 구한 k 값인 $1.7 \times 10^{-19} \text{ m}^3/\text{s}$ 과 비교시 상대적으로 작은 차이를 나타내었다. 따라서, sinter-HIP 소결시의 입자성장 속도는 상압소결시와 비교할 때 대략 2배 정도 감소되는 것으로 판단되며, 이는 1차 상압소결 이후의 HIP 처리시 입자성장 속도가 감소할 수 있다는 것을 의미한다. 한편, Table 1에 제시된 MgO가 첨가된 알루미늄의 경우 입자성장에 따른 k 값을 비교하면 sinter-HIP 소결시 입자성장 속도는 상압소결시에 비해 대략 1/15배로 감소하는 것으로 알 수 있다. 이는 MgO 첨가로 인한 입자성장 억제 효과가 HIP과 같은 가압소결보다는 상압소결시에 보다 크다는 것을 나타낸다. 일반적으로 알루미늄에 첨가된 MgO는 입자성장시에 선택적 입계 편석을 통한 입계이동도를 감소시키며 상압소결시 k 값은 순수 알루미늄에 비해 대략 4.4배 정도 감소하는 것으로 알려져 있다.¹¹⁾

3.2. Sinter-HIP 소결시 입자성장 거동에 미치는 압력의 영향

Fig. 4는 외부압력이 존재하는 경우와 외부압력이 존재하지 않는 두 가지 경우에 있어서 각각 알루미늄의 입자성장 거동을 나타낸다. 실험조건은 상압소결 후 1600°C 에서 0.5

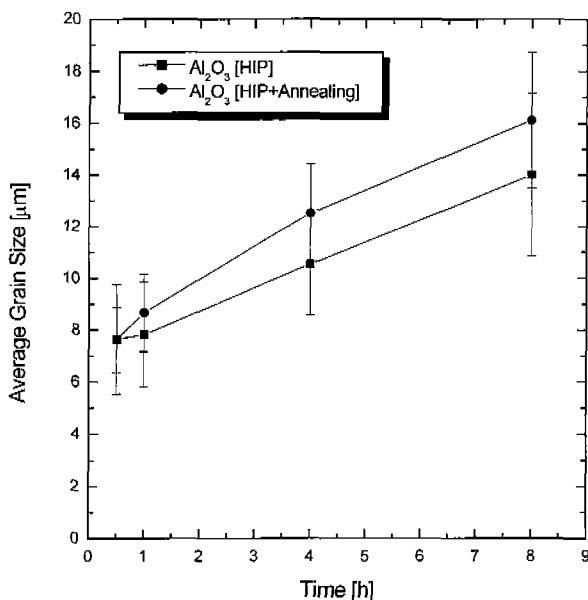


Fig. 4. Effect of pressure on average grain size of undoped Al_2O_3 as a function of holding time (HIP: 1600°C , 152 MPa, and annealing: 1600°C , air).

h HIP 처리된 알루미늄 소결체를 기준으로하여 한 종류 시편들은 1600°C 의 HIP조건에서 다른 종류 시편들은 1600°C , 상압조건에서 각각 열처리 한 것으로 열처리 시간에 따른 입자크기 변화를 측정 한 것이다. 본 실험의 장점은 sinter-HIP에 의해 거의 완전한 치밀화가 이루어진 상태, 즉 기공에 의한 입자성장 억제 효과를 배제한 상태에서 알루미늄의 입자성장 거동에 미치는 압력의 영향을 관찰할 수 있다는 것이다. 실험 결과 HIP 처리시간을 증가시킨 경우 입자성장 속도는 상압에서의 열처리 시간 증가에 따른 입자성장 속도에 비해 감소하였다. 따라서, 이는 완전 치밀화가 이루어진 소결체의 HIP 처리시 외부 압력이 입자성장 속도를 감소시킨다는 것을 의미하며, 이는 Table 1에서 얻어진 HIP 처리에 따른 알루미늄의 속도상수인 k 값이 상압소결시의 k 값에 비해 작다는 결과와 일치한다.

Fig. 5는 4 h HIP 처리된 알루미늄 소결체와 상압에서 같은 시간 열처리된 시편의 미세구조로 HIP 처리를 한 시편의 입자크기는 상압소결에 의해 열처리된 시편에 비해 작은 것을 알 수 있다. 한편, HIP 처리된 시편(Fig. 5-b)에서 알루미늄의 입계는 상압에서 열처리된 시편(Fig. 5-c)에 비해 굽혀진 모양이 비교적 많이 관찰되고 있으며, 이는 HIP 처리 조건이 일정한 하중하에서 고온변형되는 크리프(creep) 조건과 유사함으로 HIP에 의한 입자성장시 외부압력으로 인

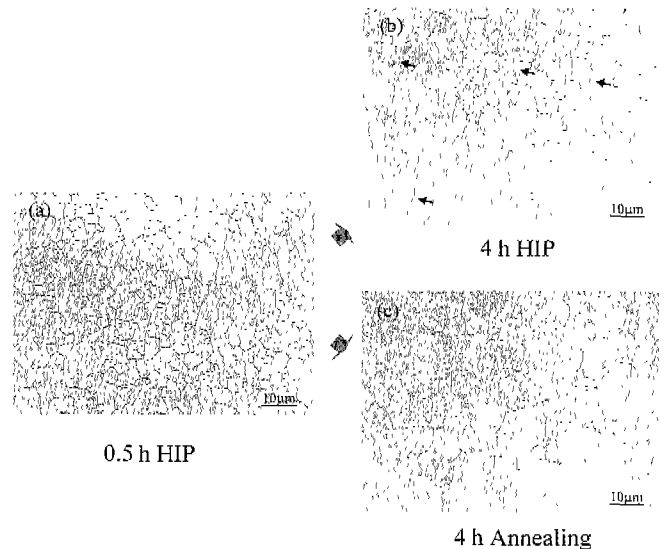


Fig. 5. Microstructures of undoped Al_2O_3 before and after heat treatment: (a) HIP: 1600°C , 152 MPa, 0.5 h, (b) HIP: 1600°C , 152 MPa, 4 h, (c) HIP: 1600°C , 152 MPa, 0.5 h + Annealing: 1600°C , air, 4 h. Arrows indicate grains with curved grain boundary.

하여 입자변형이 존재할 수 있다는 것을 의미한다. HIP 처리와 같은 고온변형 상태에서는 일반적으로 다결정체가 외부압력에 의한 입계 전단응력을 완화하기 위한 입계 미끌어짐(grain-boundary sliding) 현상이 발생된다. 한편 입계 미끌어짐을 감소시키는 방법으로는 입계 serration과 같이 입계면적을 늘리거나 또는 입자모서리나 구석에서의 탄성응력 증가로 인해 입계 미끌어짐을 억제시키는 grain interlocking이 있다.¹⁴⁾ 따라서, HIP 처리와 같은 고온변형에서 입계 미끌어짐이 억제되는 경우 다결정체 내부의 자체 변형 완화로 인해 입자성장이 감소될 수 있을 것으로 예측된다.

Hahn과 Gleiter¹⁵⁾는 소결체에 2000~3000 MPa의 높은 압력을 가했을 때만 입자성장이 억제된다는 결과를 제시하였으며 이미 치밀화된 시편에서는 압력이 입자성장에 아무런 영향을 미치지 않을 것으로 예측하였다. 한편, Besson과 Aboual^{16,17)}는 용기를 사용한 알루미늄의 기공률이 입자성장과 무관하다는 가정하에서 HIP 처리시 압력이 증가함에 따라 전위이동 증가로 인해 알루미늄의 입자성장이 촉진되는 것을 관찰하였으나, 비정상 입자성장의 발생으로 인하여 정상 입자성장에 미치는 압력의 영향을 관찰하는 것은 어렵다고 보고하였다. 한편, Uematsu¹⁸⁾은 입자크기와 기공률 간의 관계식을 이용하여 HIP 처리시 알루미늄의 입자성장 기구를 고찰하였으며 HIP 처리시 압력이 50 MPa로 작을 경우 압력은 입자성장 속도에 다소 영향을 주지만 HIP 처리 압력을 증가시킬 경우 입자성장은 억제될 것으로 예측하였다.

현재까지 보고된 바에 의하면 HIP 처리시 입자성장 속도에 미치는 압력의 영향에 관한 실험 결과는 압력 증가에 따른 입자성장 증가만이 제시되어 있으며, 본 실험조건과 유사한 범위에서 압력부가에 따른 입자성장 감소에 관한 실험결과 및 해석은 제시되어 있지 않다. 본 연구에서 HIP 처리시 압력은 완전 치밀화가 이루어진 소결체의 경우 입자성장을 억제하는 것으로 나타났으며, 이에 대한 가능성으로 입자성장에 따른 활성화 에너지를 고려하여 해석할 수 있다.

입자성장시 활성화 에너지는 활성화 부피에 비례하게 되며, 압력에 따른 활성화 에너지는 다음 식과 같다.

$$Q_p = Q(0) + P\Delta V \quad (7)$$

여기서, $Q(0)$ 는 1 atm에서의 활성화 에너지, ΔV 는 압력에 따른 부피변화이다.

Q 는 활성화 자유에너지이고 ΔG^* 와 같고 압력에 따른 부피변화는 활성화 부피 ΔV^* 와 같으므로 ΔV^* 와 ΔG^* 의 관계는 자유부피 이론에 의하면 다음 식과 같이 변형된다.

$$\Delta V^* = \frac{V}{V - V_0} \chi \Delta G^* \quad (8)$$

여기서, V_0 는 압력에 무관한 상수로서 중심부피(core

volume)이고 χ 는 등온 압축률, $V - V_0$ 는 자유부피(free volume)인 V_f 로 표시된다. 한편, 절대 반응속도론에 의하면 활성화 부피는 다음 식과 같이 표현된다.

$$\Delta V^* = \left(\frac{\partial \Delta G^*}{\partial P} \right)_T = -RT \left(\frac{\partial \ln D}{\partial P} \right)_T \quad (9)$$

따라서, 압력하의 입자성장 거동은 활성화 에너지가 압력이 증가함에 따라 증가하는 경우($\Delta Q > 0$)에는 압력증가에 따라 입자성장이 느려지게 되어 입자성장이 억제되는 것으로 판단된다. 그러나, 이러한 해석은 압력에 따른 입자성장 감소를 해석하는 하나의 가능성으로 제시한 것으로 압력을 변수로 한 추가적인 실험과 엄밀한 구성방정식 설정을 통한 다양한 모델실험이 필요할 것으로 판단된다.

4. 결 론

알루미늄 소결시 압력이 입자성장거동에 미치는 영향을 고찰하기 위하여 입자성장을 억제하는 MgO를 첨가한 시편과 첨가하지 않은 시편을 상압소결 후 1600°C, 152 MPa의 조건에서 HIP 처리 및 상압에서의 열처리를 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

알루미늄 입자는 HIP 초기에 비교적 빠르게 성장하지만, 1시간 이후의 HIP 처리시에는 완만하게 증가되는 상압소결시와 유사한 입자성장 거동을 나타내었다. 그러나 상압에서 열처리된 경우와 비교할때 연속적인 HIP 처리시의 압력은 알루미늄의 입자성장을 억제하였다. HIP 처리에 따른 알루미늄의 입자성장 속도지수로 $n=3$ 을 얻었으며 순수알루미늄과 MgO가 첨가된 알루미늄 경우 계산된 속도상수 k 는 대략 $9.2 \times 10^{-20} \text{ m}^3/\text{s}$, $2.6 \times 10^{-21} \text{ m}^3/\text{s}$ 으로 상압소결시 계산된 값과 비교할 때 상대적으로 작은 값을 나타내었다.

REFERENCES

1. K. A. Berry and M. P. Harmer, "Effect of MgO Solute on Microstructure Development in Al_2O_3 ," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(2), 143-146 (1986).
2. W. A. Kaysser, M. Sprissler, C. A. Handwerker and J. E. Blendell, "Effect of a Liquid Phase on the Morphology of Grain Growth in Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**(5), 339-343 (1987).
3. Y. Liu and B. R. Patterson, "Grain Growth Inhibition by Porosity," *Acta Metall. Mater.*, **41**(9), 2651-2656 (1993).
4. M. Sakarcin, C. H. Hsueh and A. G. Evans, "Experimental Assessment of Pore Breakaway during Sintering," *J. Am. Ceram. Soc.*, **66**(6), 456-463 (1983).
5. J. W. Roedel, "Application of Controlled Interfacial Pore Structures to Pore Perturbation and Pore Drag in Alumina," Ph. D. Thesis, Univ. of California at Berkeley (1983).
6. P. J. Jorgensen, "Modification of Sintering Kinetics by Solute Segregation in Al_2O_3 ," *J. Am. Ceram. Soc.*, **48**(4),

- 207-213 (1965).
7. S.-H. Lee, "Introduction to the Hot Isostatic Pressing and its Application," *J. Kor. Powder Metall. Inst.*, **3**(1), 1-12 (1996).
 8. K.-S. Oh, D.-Y. Kim and S.-J. Cho, "Shrinkage of Large Pores during Hot Isostatic Pressing of Alumina Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78**(9), 2537-2540 (1995).
 9. M. P. Harmer, E. W. Robert and R. J. Brook, "Rapid Sintering of Pure and Doped α -Al₂O₃," *J. Br. Ceram. Soc.*, **78**(1), 22-55 (1979).
 10. C. A. Bateman, S. J. Bennison and M. P. Harmer, "Mechanism for the Role of Magnesia in Sintering of Alumina Containing Small Amounts of a Liquid Phase," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(7), 1241-1244 (1989).
 11. S. J. Bennison and M. P. Harmer, "Effect of MgO Solute on the Kinetics of Grain Growth in Al₂O₃," *J. Am. Ceram. Soc.*, **66**(5), C90-91 (1983).
 12. R. J. Brook, "Controlled Grain Growth," *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 9, pp. 331-64, Ed. by F. F. Y. Wang, Academic Press, New York (1976).
 13. S. J. Bennison and M. P. Harmer, "Grain-Growth Kinetics for Alumina in the Absence of a Liquid Phase," *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**(1), C22-24 (1985).
 14. H. Muto and M. Sakai, "Grain-Boundary Sliding and Grain Interlocking in the Creep Deformation of Two Phase Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **81**(6), 1611-21 (1998).
 15. H. Hahn and H. Gleiter, "The Effect of Pressure on Grain Growth and Boundary Mobility," *Scripta Metall.*, **13**(1), 3-6 (1979).
 16. J. Besson and M. Abouaf, "Grain Growth Enhancement in Alumina during Hot Isostatic Pressing," *Acta Metall.*, **39**(10), 2225-2234 (1991).
 17. J. Besson and M. Abouaf, "Microstructural Changes in Alumina during Hot Isostatic Pressing," *Mat. Sci. and Eng.*, **A109**, 37-43 (1989).
 18. K. Uematsu, K. Itakura, N. Uchida and K. Saito, "Hot Isostatic Pressing of Alumina and Examination of Hot Isostatic Pressing Map," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(1), 74-78 (1990).