

반응결합한 알루미나의 미구조와 파괴거동에 대한 비교 연구

이중호 · 장복기

전남대학교 무기재료공학과
(1992년 5월 11일 접수)

A Comparative Study of Microstructure and Fracture Behavior in Reaction-Bonded Alumina

Jong-Ho Lee and Pok-Kie Chang

Dept. of Inorg. Mats. Eng., Chonnam Nat'l. Univ.
(Received May 11, 1992)

요 약

소결조제로서 $TiO_2 + MgO/CaO$ 를 첨가하여 재래식 소결법으로 제조한 알루미나(SAA)와 $Al + Al_2O_3$ 혼합분말을 반응결합법으로 소결하여 만든 알루미나(RBA)에 대하여 미구조, 물성 및 파괴거동과 신뢰성의 비교 연구를 수행하였다. SAA는 RBA에 비하여 소성수축을 동반한 미구조의 강한 치밀화에도 불구하고, 파괴강도에 있어서는 RBA보다 훨씬 열등하다. 그러나 재료강도의 신뢰성을 나타내는 Weibull modulus(m)는 RBA보다는 SAA 경우가 더 큰 m 값을 나타낸다. 정적 하중하의 파괴수명은 파괴강도가 우수한 RBA 경우가 훨씬 더 길다. 그러나 신뢰성(m_f)은, 파괴강도에 있어서와 마찬가지로, SAA 경우보다 못하다.

ABSTRACT

For the present study two alumina bodies were prepared. The sinter-aid alumina body(SAA) was made by conventional sinter-process using sintering additives of TiO_2 & MgO/CaO and the reaction-bonded alumina (RBA) made from $Al-Al_2O_3$ mixed powder. A comparison was made between those two bodies and this investigation seeks to evaluate their microstructure, physical properties and material's reliability as well as their fracture behaviour. In spite of its considerable microstructural densification accompanied by sintering shrinkage, SAA is largely inferior to RBA in fracture strength. However, SAA shows a somewhat higher m -value than RBA in respect to the material's reliability, the Weibull modulus(m). RBA, which has high fracture strength, shows much longer lifetime under static loading than SAA. Though, as with m of fracture strength, the reliability(m_f) of lifetime prediction in RBA is less high than of SAA.

1. 서 론

알루미나는 분말 소결시 심한 (20% 이상의 부피) 수축을 동반하게 되며, 이로써 소결체의 변형 및 균열을 초래하는 수가 있다.

그러나 가스 또는 액상의 반응에 의하여 질량이 증가하는 반응결합 세라믹의 경우에는¹⁻⁵⁾ 이러한 소성수축의 문제가 발생하지 않는다. 뿐만 아니라 기계적 특성도 오히려 더 향상된다고 한다.

본 연구에서는 Al의 산화반응에 의한 팽창과 Al_2O_3 분말의 소결시 일어나는 수축이 거의 균형을 이루어

결과적으로 저 수축 내지 무 수축의 알루미나 소결체가 합성되도록 하였다.^{6,7)} 그리고 이러한 반응결합에 있어서는 가열 schedule, 원료분말의 크기 및 입도분포, 성형압의 크기, Al의 함량, 성형체의 두께 등이 중요한 공정변수로 작용한다.

본 연구에서는 무 수축의 반응결합 알루미나를 제조하여, 재래식으로⁸⁾ 소결한 알루미나와 비교적으로 소결체 미구조와 물성-특히 강도와 수명 및 그 신뢰성-에 관한 연구를 수행하였다. 이러한 비교 연구, 특히 본 반응결합 알루미나 재료의 신뢰성에 대한 비교 연구는 아직 보고된 바 없는 상태이다.

2. 이론적 배경

재료의 강도 및 파괴수명에 대한 신뢰성 문제의 이론적 배경은 다음과 같다.

2.1. 강도에 대한 Weibull 분포

재료의 신뢰성(failure probability)에 대한 Weibull식은¹⁰⁾ 다음과 같다.

$$F = 1 - \exp(-\int_{\sigma_0}^{\sigma} (\sigma/\sigma_0)^m \cdot dV)$$

위 식에서 m은 Weibull modulus이고 $F = n/(q+1)$ (n은 총 시편 수 q 가운데 σ 이하의 강도를 나타내는 시편의 수)로 정의된다. 위 식을 적분하고 시편의 체적(V)을 일정하게 하면, 이중대수를 취할 때 다음과 같이 된다.

$$\ln \ln 1/(1-F) = m \ln \sigma + C \quad (1)$$

즉 재료의 강도에 대한 Weibull 분포도는 기울기 m을 갖는 직선으로 표시되고, 상수 C는 $\ln \ln 1/(1-F)$ 축 상의 절편을 나타낸다. 그리고

$$m = \frac{\ln \ln(q+1) - \ln \ln\left(\frac{q+1}{q}\right)}{\ln\left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\min}}\right)} \quad \text{로 정의된다.} \quad (2)$$

2.2. 정적 및 동적 하중하의 재료 수명

$$a = \frac{da}{dt} = AK_1^{N+1}$$

(a : flaw size, N : crack growth exponent, A : constant)

그리고 $K_1 = Y\sigma a^{1/2}$ (Y : geometrical constant)

$$\text{따라서 } \frac{da}{dt} = A\sigma_{(t)}^{N+1} Y^N a^{N/2}$$

$$\text{적분하면 : } \int_c^{a_f} \frac{da}{AY^N a^{N/2}} = \int_0^{t_f} \sigma_{(t)}^{N+1} dt \quad (3)$$

(c : initial flaw size, a_f : flaw size at fracture, t_f : fracture time)

그런데 a_f 는 c보다 훨씬 크고 또 일반적으로 $N > 20$ 이므로,

$$\int_0^{t_f} \frac{da}{AY^N a^{N/2}} \approx \frac{2}{(N-2)AY^N C^{(N-2)/2}} \quad (4)$$

그리고 $K_{Ic} = YSC^{1/2}$ (S : inert strength)이고,

$$\frac{2}{(N-2)AY^N K_{Ic}^{(N-2)}} = B \quad \text{라 놓으면, 식 (3)와 식 (4)}$$

으로부터 다음과 같이 된다.

$$BS^{N-2} = \int_0^{t_f} \sigma_{(t)}^N dt \quad (5)$$

2.2.1. 정적 하중하

$\sigma_{(t)} = \sigma$ 이므로 식 (5)에서 $t_f = BS^{N-2} \sigma^{-N}$

$$\text{따라서 } \log \sigma = -\frac{1}{N} \log t_f + \frac{1}{N} \log BS^{N-2} \quad (6)$$

위의 $\log \sigma - \log t_f$ 도에서 (직선의 기울기 $\alpha = -1/N$ 이고 $\log \sigma$ 축의 절편 $b = \frac{1}{N} \log BS^{N-2}$) N과 BS^{N-2} 를 구할 수

있다.

2.2.2. 동적 하중하

$\sigma = \frac{d\sigma}{dt}$ 에서 $\sigma_{(t)} = \sigma t$ 이므로 식 (5)에서

$$BS^{N-2} = \frac{1}{N+1} \sigma^{N+1} t_f^{N+1} = \frac{1}{N+1} \sigma_t^N t_f$$

따라서 $t_f = (N+1)BS^{N-2} \sigma_t^{-N}$

위 식을 다시 정리하면 다음과 같이 된다.

$$\sigma_t^{N+1} = (N+1)BS^{N-2} \sigma \quad (7)$$

식 (7)에 따라 $\log \sigma_t - \log \sigma$ 도 (직선의 기울기 $\alpha = 1/(N+1)$ 이고 $\log \sigma$ 축의 절편 $b = \frac{\log((N+1)BS^{N-2})}{N+1}$)에서 N과 BS^{N-2} 를 구할 수 있다.

2.3. 정적 하중하의 수명에 대한 Weibull 분포

식 (6)에서 대수를 취하고 변형하면 다음 식을 얻게 된다.

$$m \ln S = \frac{m}{N-2} \ln t_f + \frac{m}{N-2} \ln \frac{\sigma^N}{B} \quad (8)$$

그리고 식 (1)과 식 (8)에서 :

$$\ln \ln \frac{1}{1-F} = \frac{m}{N-2} \ln t_f + C \quad (9)$$

따라서 파괴수명에 대한 분포($\ln \ln 1/(1-F) - \ln t_f$)의 Weibull parameter, $m_1 = m/(N-2)$ 가 된다.

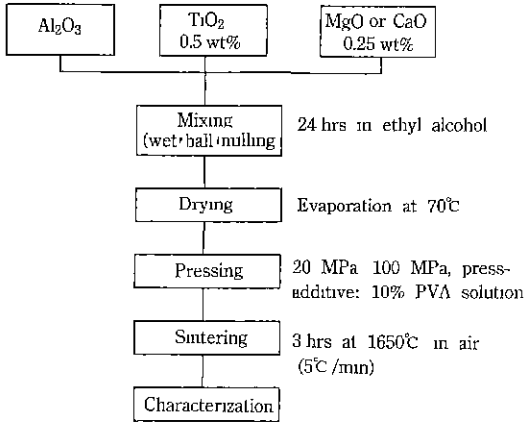


Fig. 1. Flow sheet of the experimental procedure for SAA^{a)}.

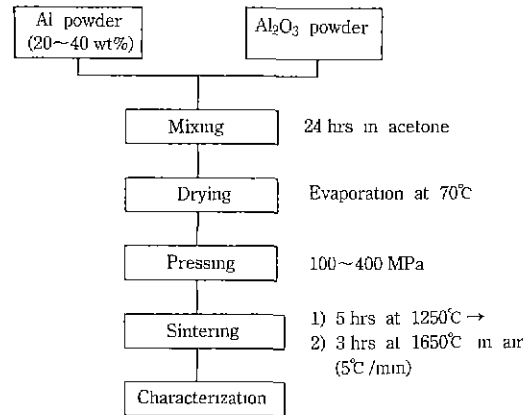


Fig. 3. Flow sheet of the experimental procedure for RBA.

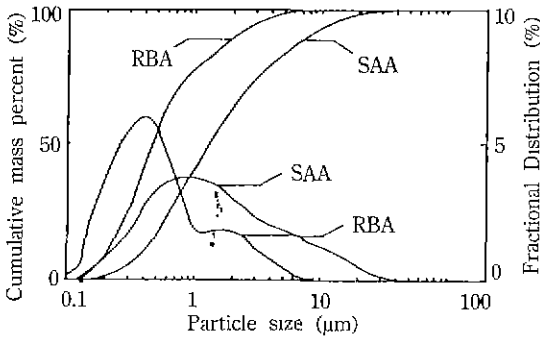


Fig. 2. Particle size distribution of mixed powders

Table 1. Chemical Composition of Raw Materials:

Chemical composition (wt%)	Al ^{a)}		Al ₂ O ₃ ^{b)}	
		Al	99.9	Al ₂ O ₃
	Cu	0.05	Fe ₂ O ₃	0.003
	Fe	0.3	SiO ₂	0.003
	Si	0.5	MgO	0.0005
	As	0.0002	Na ₂ O	0.0006
	N	0.008		

^{a)}Yakuri pure chemicals Co. (Extra pure reagent)

^{b)}Junsei chemical Co. (Guaranteed reagent)

3. 실험

3.1. 시편 제조

반응결합 알루미나의 비교하기 위하여 기준시편으로서 소결조제를 사용해서 제리식으로 소결한 알루미나(sinter-aid alumina : 이하 SAA라 칭함)를 만들었다⁸⁾. 그 제조공정늘 Fig 1에 나타내었으며, 이때 각 원료로는 특급시약들을 사용하였다. 그리고 알루미나 분말과 소결조제를 혼합한 혼합분말의 입도분포 관계를 Fig. 2에 제시하였다.

반응결합 알루미나(reaction-bonded alumina : 이후 RBA라 칭함)는 Fig. 3에 도시한 공정에 따라 제조하였다 원료 알루미늄은 화학성분상 SAA의 경우와 동일한 것이며, Al도 특급시약을 사용하였다(Table 1).

그리고 알루미나와 Al을 혼합 분쇄한 혼합분말의 입도분포 관계를 Fig. 2에 나타내었다. 반응결합 알루미나는 Al 함량, 원료분말의 입도, 성형압, 성형체 시편의 두께

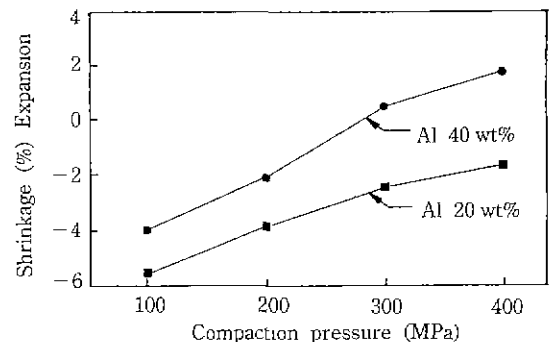


Fig. 4. Shrinkage versus compaction pressure in RBA after firing.

및 기타¹⁾ 공정변수들에 따라 반응결합상의 영향을 받는다. 그 실험결과 몇가지를 Fig. 4에 도시하였다(이때 성형체 시편의 크기는 20 mm×10 mm×<10 mm(두께)로 하였으며, 성형압의 크기에 따라 시편두께에 차이가 있었으나 <10 mm의 시편두께 차이에 따른 영향, 즉 Al의 잔류는 XRD 분석결과 확인되지 않았다).

Table 2. Forming Condition, Chemical Composition and Physical Properties of Specimens

Sample designation ¹⁾	1 M(100)	2 C(100)	3 A20(400)	4 A40(300)	5 A40(400)
Green-body compaction pressure (MPa)	100	100	400	300	400
Al content (wt%)	—	—	20	40	40
Sinter-aids contents (wt%)	0.5 TiO ₂ &		—	—	—
	0.25MgO	0.25CaO			
Relative density (%)	95.4	93.8	83.5	78.7	80.3
Mean grain size (μm)	11.2	15.6	6.8	4.5	3.8
Sintering shrinkage (%)	-13.6	-13.3	-1.7	+0.1	+1.8
Bending strength (MPa)	255	229	225	278	305

¹⁾M: MgO, C: CaO, A: Al₂O₃

Numerals in parenthesis designate compaction pressure, and those (20 and 40) before the parenthesis represent the Al content.

3.2. 물성 측정

소성수축과 부피비중(KSL 3114)을 측정하였고, 이론 밀도(3.98 g/cm³)와 부피비중으로부터 상대밀도(%)를 환산하였다. 휨강도는 만능 강도시험기(Instrometer사 Instron 1115형)를 사용하여 3점식으로 측정하였다. 이때 시편은 성형체(3.1)를 소결한 그대로, 즉 표면을 별도로 가공하지 않고 사용하였다(하중조건 $\sigma=315$ MPa/s). 그리고 미세조직 관찰은 주사형 전자현미경(JEOL사 JSM-35C형)을 사용하여 수행하였으며, 연마면의 현미경 사진으로부터 lineal intercept법²⁾으로 입자크기(grain size)를 계산하였다.

물성(휨강도 및 파괴수명)의 신뢰성은 각각 휨강도 및 각 정적 하중하의 파괴수명에 대한 Weibull moduli (m 과 m_1)를 구하여 정하였다. 또 동적 하중하의 파괴 거동도 일부 관찰하였다.

4. 결과 및 고찰

4.1. SAA와 RBA

재래식으로 소결조제(0.5% TiO₂와 0.25% MgO 및 0.5% TiO₂와 0.25% CaO)를 첨가하여 소결한 SAA와 Al을 첨가하여 반응결합한 RBA의 화학조성 및 성형압 변화에 따른 상대밀도, 소결체 입자크기, 수축율 및 휨강도 실험결과의 일부를 Table 2에 제시하였다.

SAA에 있어서는 CaO보다 MgO를 첨가한 경우가 큰 상대밀도(95.4% : 93.8%) 및 작은 입자 평균크기(11.2 μm : 15.6 μm)를 나타내며, 그 결과 휨강도도 더 높다. 또 같은 MgO 첨가시 성형체의 성형압 차이에 따른 결과를 보면, 성형압 100 MPa로 성형한 경우가 20 MPa로

성형한 경우보다 소결체의 상대밀도 및 휨강도가 각각 약 5% 및 20% 정도 더 크거나 높다. 이 결과로 보면, 성형압을 100 MPa 이상으로 증가시킬 때 소결결과는 더 좋아질 것으로 기대된다.

RBA의 경우는, Al 40% 첨가시 수축율 및 휨강도에 있어서 Al 20% 첨가시보다 훨씬 우수하다. 또 같은 Al 40% 첨가시, 성형체의 성형압을 400 MPa로 한 때가 300 MPa시보다 상대밀도가 크고(80.3% : 78.7%) 휨강도(305 MPa : 278 MPa) 또한 더 높다.

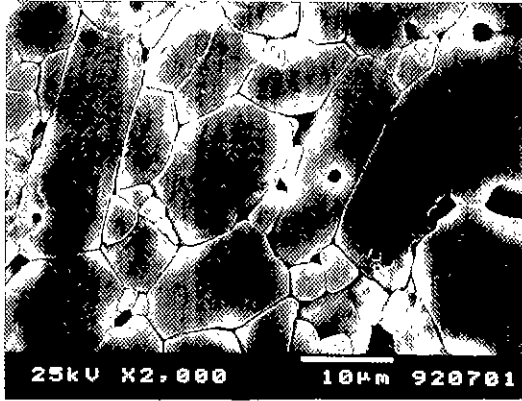
위에서 간단히 소결조제, Al함량, 성형압 등의 영향에 관하여 언급한 바와 같이, SAA와 RBA는 각각 제조 공정변수들에 따라 소결체의 물성 차이를 결과한다. 그러나 이러한 SAA 또는 RBA 소결체 자체내의 물성변화에도 불구하고, SAA와 RBA는 서로 근본적인 물성상의 큰 대조를 나타내 보인다. 즉, SAA는 RBA에 비하여 큰 수축율에 따른 큰 상대밀도를 나타내며, 이러한 치밀한 미구조에도 불구하고 휨강도는 Al 40% 함유 RBA에 비하여 훨씬 낮다. 그리고 소결체의 입자들은 SAA 경우가 상대적으로 더 크다.

4.2. 미구조의 강도

일반적으로 강도(σ)는 기공율(p)에 따라 지수함수적으로 강하한다($\sigma/\sigma_0=e^{-bp}$, b : 상수). 또 소결체의 입자(grain size)도 기공율과 유사한 영향을 미친다($\sigma/\sigma_0=kD^{-a}$; k 와 a 는 상수, D 는 입자직경).

위의 식을 하나로 묶으면 다음과 같다.

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = kD^{-a}e^{-bp} \quad (: \text{Knudsen})$$



(A)



(B)

Fig. 5. SEM photograph of SAA (A) and RBA (B) polished surface.

또는

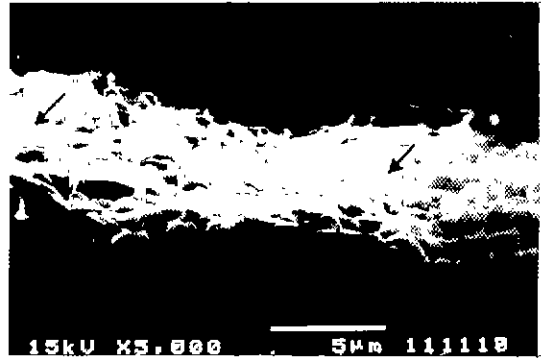
$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = kD^{-a}c^{-b} \quad (: \text{Passmore})$$

c : 상수

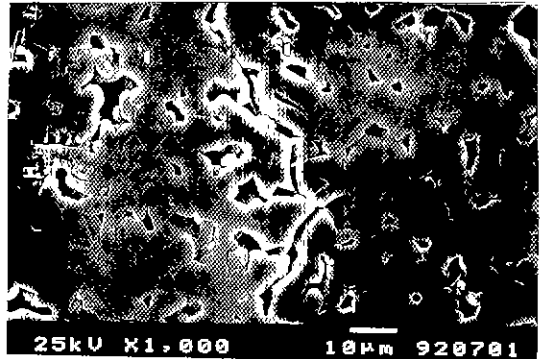
RBA가 SAA에 비하여 훨씬 좋은 강도를 나타내는 것은, 우선 위의 관계식에 따르면 입자의 크기가 작기 때문이라고 할 수 있다. 그러나 다른 한편으로 RBA는 SAA에 비하여 작은 상대밀도, 즉 큰 기공율을 갖고 있다 (Fig. 5 참조). 따라서 위의 식에 있어서, 기공율(e^{-bp})과 입자크기(D^{-a}) 두 변수 가운데 어느 것이 RBA와 SAA의 강도에 큰 영향을 미치는지가 문제된다. 그런데 Fig. 5과 같은 실험 시편의 제조(cutting)시 RBA와 SAA의 내마모성 즉, 같은 작업조건하에서 시편이 cutting되는 시간을 보면, RBA 경우가 SAA에 비하여 1.7배의 더 오랜 시간을 요한다. 이 결과는 기공율이 큰 RBA의 경우 더 빨리 절단된다는 예상과 반대되는 것이며, 아울러 RBA와 SAA 두 재료에 있어서 기공율과 입자크기 이외에 또



(A)



(B)



(C)

Fig. 6. SEM photographs of fracture test-piece (A: polished and thermal etched fracture surface of RBA, B: interior side of fractured RBA specimen, C: polished and thermal etched fracture surface of SAA). The arrows show the parts of transgranular crack propagation.

다른 요인이 재료 강도에 영향을 미침을 시사한다.

Fig. 5은 SAA와 RBA의 절단·연마면에 대한 SEM 사진이다. SAA는 RBA에 비하여 작은 기공율을 보이지만, 그 소결체 입자는 더 큰 것을 관찰할 수 있다. 그리고 Fig. 6은 RBA의 파쇄시편에 대한 SEM 사진인데 A는

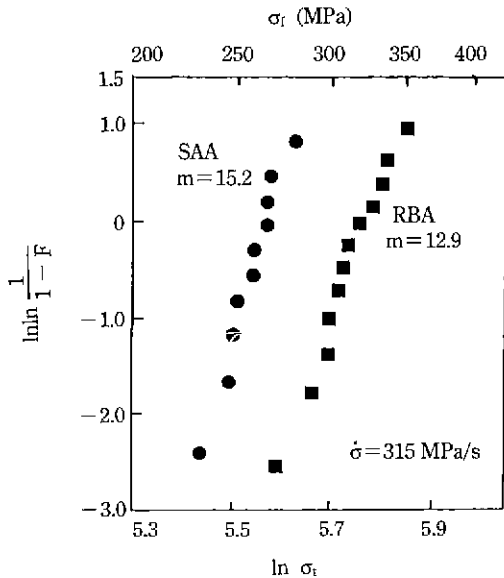


Fig. 7. Fracture probability of RBA and SAA.

파쇄면을 연마한 경우이고 (B)는 파쇄 내부에 대한 사진이다. SAA 시편에서는 그 SEM 사진을 보면 예외없이 균열이 입자계면을 따라(intergranular) 진행하는데 반하여, RBA 경우는 Fig. 6(A)의 화살표 부분에서 보는 것처럼 균열의 진행이 inter- 및 trans-/intergranular의 두가지 mode를 동시에 나타낸다. Fig. 6(B)의 화살표 부위는 평활한 파쇄면을 보이고 있는데, 이는 곧 transgranular의 파쇄 mode를 의미한다. 즉 RBA에서는 입자들 상호간의 결합이 강하여, 일단 발생한 균열이 입자계면을 따라 쉽게 진행하지 못하는 것 같다. 이는 위에서 언급한 시편 cutting 시간의 관찰과도 일치하는 결과이다. 반면에 SAA에서는 입자간의 결합력이 약하여, 균열이 입자계면을 따라 쉽게 연속적으로 진행할 수 있다고 사료된다. RBA의 휨강도가, 더 큰 기공률에도 불구하고, SAA의 경우보다 훨씬 높은 이유는 입자크기가 작은데도 그 이유가 있겠지만, 그보다는 입자들 상호간의 결합력 크기가 더 주요한 영향을 미치는 것 같다(이 관계는 SAA와 RBA에 있어서의 균열두께(crack zone thickness), 균열 굴절(deflection), 분지화(branching), 2차 균열의 형성 및 가교(linking/bridge formation), 균열 진행속도, 기타 현상들을 비교적으로 더 교차하여 구명할 필요가 있다).

4.3. 파괴 거동(m과 m)

미구조와 재료강도(4.2)에서 그리고 Table 2에서 볼 수 있는 것처럼 SAA와 RBA는 그 물성이 매우 대조적

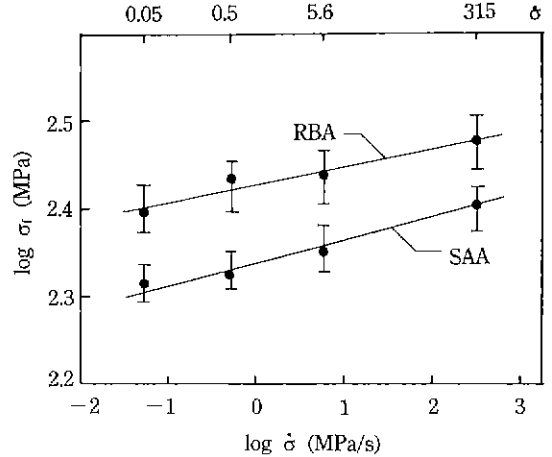


Fig. 8. Fracture strength(σ_f) of RBA and SAA at different stressing rate($\dot{\sigma}$).

이어서, 본 파괴거동에 대한 실험은 SAA 시편들 중 M(100), 그리고 RBA 시편들 중 A40(400)을 택하여 수행하였다(M(100) 및 A40(400) 등의 표기는 Table 2 참조). 이들은 SAA와 RBA 계열에서 각각 물성이 가장 우수한 시편들이다.

Fig. 7은 M(100)(이하 SAA라 칭함)과 A40(400)(이하 RBA라 칭함)의 휨강도에 대한 강도 분포를 나타낸 그림이다. SAA의 휨강도 분포는 시편 10개에 대한 결과이며, 이때 분포도의 기울기는 식 (2)를 사용하여 구하면 $m=15.2$ 이다. RBA 경우는 시편 12개에 대한 결과이며 $m=12.9$ 이다. 휨강도 자체는 RBA 경우가 훨씬 크지만, 재료(강도)의 균질성(m)은 SAA 경우가 RBA보다 다소 우수하다. 이는 RBA 경우 다공성의 미구조가 불균질한 때문으로 사료된다.

Fig. 8은 동적 하중(cross-head speed : 각각 315, 5.6, 0.5, 0.05 MPa/s)하에서 휨강도가 하중속도에 따라 감소함을 보여준다. 본 그림의 직선관계는 식 (7)이 잘 적합함을 나타낸다. SAA 및 RBA에서 공히 하중속도가 늦어질수록 휨강도는 저하되는데, 이러한 경향은 RBA보다 SAA에서 더 두드러진다. 그리고 Fig. 8의 기울기($1/(N+1)$)로부터 변수 N값을 구할 수 있는데, SAA에서는 $N=34.0$ 이고 RBA 경우는 $N=42.8$ 에 달한다.

Fig. 9는 정적 하중하의 SAA와 RBA의 파괴수명 실험결과를 나타낸 것이다. 하중이 저하함에 따라 파괴수명은 현저히 연장됨을 볼 수 있다. 그리고 하중에 따른 파괴수명의 변화는 거의 직선관계를 보여준다(식 (6) 참조). 그리고 RBA 경우는 동적 하중하에서의 N값(42.8)과 같은 N값(42.1)을 나타내는 반면에, SAA에서는

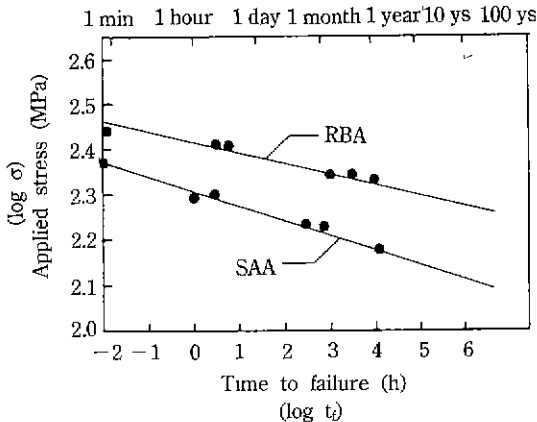


Fig. 9. Time to failure under static stress of RBA and SAA.

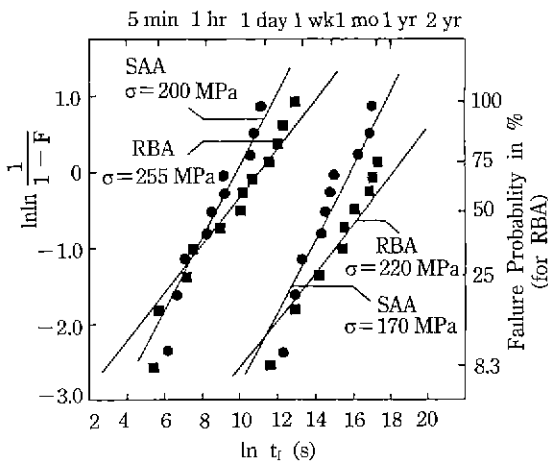


Fig. 10. Lifetime prediction from Eq. 7 (Fig. 5) and its comparison with experimental data.

동적 및 정적 하중하에서의 N값(34.0 대 30.8)이 약간의 차이를 결과한다. N값이 SAA의 경우 RBA에 비하여 상대적으로 작다는 것은 하중의 증가에 따라 파괴수명이 그만큼 더 빠른 속도로 단축됨을 의미한다.

Fig. 10에 정적 하중하(SAA : $\sigma=170$ 및 200 MPa, RBA : $\sigma=220$ 및 255 MPa)에서의 SAA와 RBA의 수명 측정 결과와 식 (6)에 의하여 예측된 수명의 Weibull 분포(Fig. 10의 직선)를 도시하였다. 정적 하중하 수명($\ln t_f$)의 예측은 먼저 동적 하중하의 실험결과(Fig. 8)에서 균열 진행변수인 N과 $\log BS^{N-2}$ 를 구하고 이들 값을 식 (6)에 대입하여 구하였다. 그리고 $m_c(=m/(N-2))$ 와 이 t_f 로써 수명(예측)에 대한 Weibull 분포도(Fig. 10의 직선)는 확정된다.

Fig. 10은 이와 같이 예측한 결과(직선)와 실험결과를

Table 3. Weibull Moduli (m & m_c), Crack Propagation Parameter and Lifetime Prediction of SAA and RBA-Specimen

Sample designation	SAA M(100) ¹⁾	RBA A40(400) ¹⁾			
m for inert strength ²⁾	15.2	12.9			
N					
Static (Fig. 10)	30.8	42.1			
Dynamic (Fig. 9)	34.0	42.8			
$\log BS^{N-2}$ (Fig. 9)	80.4	104.8			
$\ln t_f$ (in hours) ³⁾	$\sigma=170$	$\sigma=200$	$\sigma=220$	$\sigma=255$	
	14.31 (454.8)	8.78 (1.8)	15.65 (1737.1)	9.50 (3.7)	
m_c	0.475	0.316			

¹⁾s Table 2 !

²⁾Strength at $\dot{\sigma}=315$ MPa/s

³⁾e.g. $\ln 14.31=454.8$ (hrs)

나타낸 것이다. Fig. 10을 보면, Fig. 7에서처럼 RBA 경우 SAA보다 Weibull modulus(m_c)값이 더 작게 나타나는데, 이는 곧 RBA 경우 수명의 예측이 그만큼 덜 정확할 수 있음을 의미한다. 이외에 RBA 경우는, 특히 하중이 작을 때($\sigma=220$ MPa), 실험치와 예측결과가 잘 일치하지를 않는다. Weibull 및 균열 진행 변수 그리고 예측된 수명의 수치들을 Table 3에 제시하였다.

5. 결 론

소결조제를 첨가하여 재래식 소결법으로 제조한 알루미늄(SAA)와 반응 결합법으로 만든 알루미늄(RBA)의 미구조, 기계적 물성 및 파괴거동에 대한 비교 연구 결과는 다음과 같다.

1. SAA는 비교적 큰 소성수축(13.6%)을 동반한 고상대밀도(95.4%)의 미구조에도 불구하고 상대밀도가 80.3%에 불과한 RBA에 비하여 현저히 낮은 파괴강도(RBA 강도의 83%)를 나타낸다.

2. 그러나 재료(강도)의 신뢰성, 즉 Weibull modulus (m)는 RBA($m=12.9$)보다 SAA($m=15.2$) 경우가 더 우수하다.

3. 정적 하중하의 파괴수명은 파괴강도가 우수한 RBA 경우 훨씬 더 길다. SAA 및 RBA 경우 공히 장기적 수명 예측의 가능성이 확인되었으며(Fig. 9), 파괴수명(예측)의 신뢰성은 SAA 경우가 RBA에 있어서보다 다소 우수하다.

REFERENCES

1. M.E. Washburn and W.S. Coblenz, "Reaction-Formed Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **67**(2), 356-363 (1988).
2. M.M. Schwartz, "Ceramic Joining," ASM International, Ohio, 1990.
3. A. Weber, "Neue Werkstoffe," VDI Verlag, Düsseldorf, 1989.
4. N. Claussen, N.A. Travitzky and S. Wu, "Tailoring of Reaction-Bonded Al_2O_3 (RBAO) Ceramics," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **11**(7-8), 806-820 (1990).
5. J.S. Haggerty and Y.M. Chiang, "Reaction-Based Processing Methods for Ceramics and Composites," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **11**(7-8), 757-781 (1990).
6. N. Claussen, T. Le and S. Wu, "Low-Shrinkage Reaction-Bonded Alumina," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **5**, 29-35 (1989).
7. M.K. Aghajanian, H. Macmillan, C.R. Kennedy and S.J. Luszcz, "Properties and Microstructures of Lanthanide Al_2O_3 -Al Ceramic Composite Materials," *J. Mat. Sci.*, **24**, 658-670 (1989).
8. 김 신, "Alumina의 소결특성에 미치는 첨가제의 영향," 전남대 석사논문, 1992.
9. J.C. Wurst and J.A. Nelson, "Lineal Intercept Technique for Measuring Grain size in Two Phase Polycrystalline Ceramics," *J. Am Ceram. Soc.*, **55**(2), 109-110 (1972).
10. R. Nathan Katz and E.M. Lenoe, "Mechanical Behavior," pp. 241-264 in *Treatise on Material Science and Technology*, Vol 9, Ceramic Fabrication Process. Ed. by F.F.Y Wang, Academic Press, New York. San Francisco. London, 1976 (W. Weibull, *J. Appl. Mech.*, **18**, 293 (1951).
11. E. Dorre and H. Hubner, "Alumina," Springer-Verlag, Berlin. Heidelberg. New York. Tokyo, 1984.