

브레이징 접합공정 조건이 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 기계적 특성 및 신뢰도에 미치는 영향

장희석[†] · 박상환* · 최성철

한양대학교 세라믹공학과

*한국과학기술연구원 복합기능세라믹스연구센터
(2002년 9월 11일 접수; 2002년 9월 26일 승인)

Effects of Brazing Processing Condition on Mechanical Properties and Reliability of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ Joints

Hwisouck Chang[†], Sang-Whan Park* and Sung-Churl Choi

Department Inorganic Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

*Multi-functional Ceramics Research Center, KIST, Seoul 136-791, Korea

(Received September 11, 2002; Accepted September 26, 2002)

초 록

활성 금속 브레이징법의 공정변수인 브레이징 온도 및 시간의 변화가 Cu buffer layer를 사용한 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ 접합체의 기계적 특성 및 신뢰도에 미치는 영향을 규명하기 위하여 브레이징 조건 변화에 따른 접합계면 미세구조 변화를 조사하였다. 900°C 이상의 온도에서 브레이징된 접합체에서는 Cu buffer layer가 브레이징 합금에 용해되어 연속 Cu 층을 유지하지 못하였으며, $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 계면에서 계면 반응물 층의 두께도 급격히 증가하였다. 950°C에서 브레이징된 Cu buffer layer를 사용한 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ 접합체의 파괴강도는 접합체 내 잔류응력의 증가로 급격히 감소하였다. 950°C 이하의 온도에서 브레이징 시간의 변화는 Cu buffer layer를 사용한 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ 접합체의 파괴강도 및 파괴경로에 큰 영향을 미치지 못하였다.

ABSTRACT

The microstructure change of brazed $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ joint with Cu buffer layer were examined to clarify the effects of brazing process conditions such as brazing time and temperature on the mechanical properties and reliability of brazed joints. For the brazed joint above 900°C, the Cu buffer layer was completely dissolved into brazing alloy and the thickness of reaction product formed at $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ joint interface was abruptly increased, which could increase the amounts of residual stress developed in the joint. The fracture strength of brazed $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ joint with Cu buffer layer at 950°C was much reduced comparing to those of joints brazed at the lower temperature. But, it was found that the effects of brazing time was not critical on the mechanical properties as well as the reliability of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Stainless steel 316}$ joint with Cu buffer layer brazed at the temperature below 900°C.

Key words : Silicon nitride, Brazing, Buffer layer, Joint strength, Reliability

1. 서 론

내열성, 높은 고온강도, 내부식성, 내마모성 및 경량성 등의 우수한 특성을 갖는 세라믹스는 취성 파괴특성에 따른 낮은 신뢰성 및 높은 제조단가로 인하여 산업체 부품으로의 응용은 극히 제한되어져 왔다. 따라서 기존의 금속소재로 이루어진 시스템에 세라믹스를 핵심부품으로 응용하기 위해서는 부품 신뢰성의 향상 및 낮은 제조단가

가 요구되고 있으며, 이를 위하여 세라믹스/금속 접합체 제조에 관한 연구가 이루어지고 있다.^{1,2)} 비산화물계 세라믹스/금속 접합체 제조에 있어서는 높은 경제성과 신뢰성을 갖는 활성금속 브레이징법이 사용되고 있으며, 열, 기계적 특성이 다른 이종재료를 사용한 세라믹/금속접합에서 높은 강도를 갖는 접합계면을 형성시킬 수 있다.³⁻⁷⁾

세라믹/금속 접합체의 기계적 특성은 형성된 접합계면의 기계적 특성, 접합계면에 형성된 반응형성물 층의 두께 및 브레이징 후 냉각 시 열팽창계수 차이로 부터 발생하는 접합체 내 잔류응력의 크기에 직접적인 영향을 받는 것으로 알려져 있다.⁸⁻¹⁰⁾ 브레이징 접합된 세라믹/금속 접합체에서는 열팽창계수가 작은 세라믹스의 자유표면 모

[†]Corresponding author : Hwisouck Chang
E-mail : hwisouck@kistmail.kist.re.kr
Tel : +82-2-958-5484 Fax : +82-2-958-5489

서리에서 인장방향으로 최대 잔류응력이 발생되어 인장 응력에 취약한 세라믹스의 우선적 파괴를 일으키기 때문에 접합체의 강도를 감소시키게 된다. 따라서, 세라믹/금속 접합체에 발생하는 잔류응력을 감소시키기 위하여 열팽창계수가 작은 refractory metal, 소성강도가 낮은 soft metal 및 refractory metal/soft metal 적층체 등 여러 가지 형태의 buffer layer가 사용되고 있다. 또한, 세라믹/금속 접합체의 파괴강도는 세라믹/브레이징 합금 접합 계면에 형성되는 반응 형성물 층의 두께가 증가됨에 따라 크게 감소하는 것으로 알려져 있다.^{9,11)}

Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/Stainless steel 316 접합체 제조를 위한 활성금속 브레이징 공정에서 Cu interlayer가 브레이징 합금에 용해되기 때문에 브레이징 온도 및 시간과 같은 브레이징 공정 변수는 Cu buffer layer 및 브레이징 합금의 두께뿐만 아니라 Si₃N₄/브레이징 합금 접합 계면에 형성되는 반응 형성물의 두께를 변화시켜 Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/금속 접합체의 기계적 특성에 영향을 미칠 것으로 생각되지만, 아직까지 Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/S.S. 316 접합체에서 브레이징 공정 변수들이 접합체의 파괴강도 및 신뢰도에 미치는 영향에 관하여 잘 알려지지 않았다.

본 연구에서는 브레이징 온도 및 시간의 변화가 Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/S.S. 316 접합체의 파괴강도 및 신뢰도에 미치는 영향을 규명하기 위하여 브레이징 공정 변화에 따른 파괴강도 및 Weibull 계수 변화를 조사하였다. 또한, 브레이징 공정 변화에 따른 접합체면의 미세구조를 조사하여 브레이징 공정 조건의 변화가 접합체의 기계적 특성에 영향을 미치는 요인에 관한 연구를 하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 사용한 세라믹스는 6 wt%의 Y₂O₃를 소결 소재로 사용하여 sinter-HIP한 Si₃N₄(PY6)이었으며, 금속 모재는 Fe-16Cr-10Ni-2Mo의 stainless steel 316이었다. 브레이징 합금은 Wesco사에서 제조한 상용 브레이징 합금으로 활성금속 Ti가 2 wt% 포함된 Cusil ABA(두께 50 μm)를 사용하였으며, buffer layer로 사용된 연성금속 Cu는 순도 99%의 Cu foil(두께 0.2 mm)을 사용하였다. 실험에 사용된 브레이징 공정 조건을 Table 1에 요약하였다. Si₃N₄와 S.S. 316 시편의 크기는 3×4×15 mm으로 절단 후 모재의 표면 결함을 줄이기 위하여 Si₃N₄의 접합표면은 1 μm 까지 표면 연마하였으며, S.S. 316은 SiC paper #800까지 연마하여 사용하였다. 브레이징 합금 및 Cu foil은 표면 연마 없이 구입상태 그대로 사용하였다. Si₃N₄, S.S. 316, Cu foil 및 브레이징 합금은 trichloro-ethylene, acetone 및 iso-propanol 용액 차례로 초음파 세척기를 사용하여 각 용액에서 5분간 세척하였다. 세척된 시편은 Si₃N₄/브레이징

Table 1. Brazing Process Parameters Used in Active Metal Brazing for Si₃N₄/S.S. 316 Joints with Cu Buffer Layer 0.2 mm in Thickness

Interlayer	Brazing Temperature		Brazing Time			
	810°C	850°C	1 min	10 min	60 min	120 min
Cu 0.2 mm	810°C		1 min	10 min	60 min	120 min
	850°C		1 min	10 min	60 min	120 min
	900°C			10 min		
	950°C		1 min	10 min	60 min	

합금/Cu foil/브레이징 합금/S.S. 316 순서로 graphite jig에 고정시켜 브레이징 하였으며, 브레이징 공정시 접합면에 가해진 압력은 250 Pa이었다. 브레이징 공정은 Astro사의 vacuum furnace(Model 1100-2560-W2)를 사용하여 10⁻⁵ torr 이하의 진공 분위기하에서 이루어졌다. 브레이징 공정은 810-950°C에서 1-120분간 브레이징 하였으며, S.S. 316 및 Cu buffer layer의 잔류응력을 제거하고 접합될 소재의 온도를 균일하게 유지하기 위하여 750°C에서 1시간 동안 유지한 후 브레이징 온도까지 승온하여 브레이징 하였으며 브레이징 후 접합체의 냉각속도는 5°C/min 이하로 일정하게 유지하였다. Si₃N₄/S.S. 316 접합체의 접합강도는 Instron(Model 5882 load cell : 100 kN)을 사용하여 4점 굽힘 강도 시험방법으로 측정하였다. 접합체 시편크기는 3×4×30 mm+buffer layer 두께이었으며, 접합체의 표면은 #800 다이몬드 연마판에서 연마 후 4점 굽힘 강도를 측정하였다. 4점 굽힘 강도 시험은 공기중 상온에서 실시하였으며, 사용된 cross head speed는 0.5 mm/min, upper span은 10 mm, lower span은 20 mm이었다. 4점 굽힘 강도 시험을 한 접합체의 파단면 형상 및 파괴 경로는 SEM을 사용하여 관찰하였다. Si₃N₄/S.S. 316 접합체의 접합체면의 미세구조를 조사하기 위하여 접합체 단면을 표면 연마한 후 Si₃N₄/brazing alloy 계면에서의 반응 형성물 및 브레이징 합금의 조성변화 및 분포를 EPMA(CAMECA SX-51)를 사용하여 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 0.2 mm Cu buffer layer를 사용하여 810°C 및 950°C에서 각각 10분간 브레이징된 Si₃N₄/stainless steel 316 접합체 접합부위의 secondary electron image를 보여준다. 브레이징 합금의 미세조직은 Ag-rich 및 Cu-rich 상으로 분리된 공정조직으로 이루어졌으며, Cu buffer layer를 포함한 브레이징 합금으로 이루어진 접합체면의 두께는 브레이징 온도 증가에 따라 감소하였다. Fig. 1(b)에서 보여주는 것과 같이 950°C에서 10분간 브레이징된 접합체에서는 Cu buffer layer 전체가 dissolution 되어 접합체면에서 연속적인 Cu 대신 큰 크기의 Cu-rich 상만이 존재



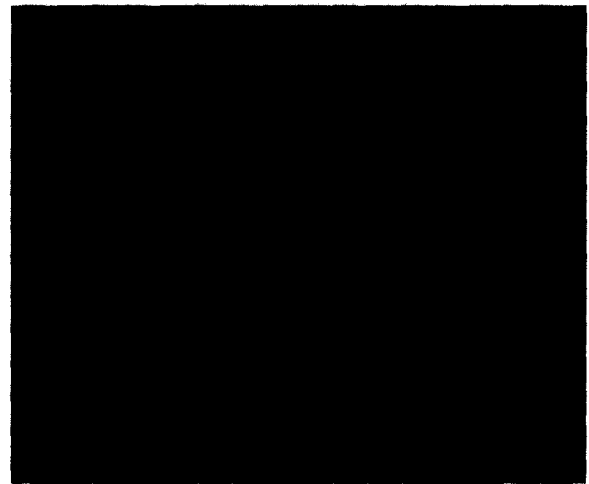
(a)



(b)



(a)



(b)

Fig. 1. SEM microstructures of joint interface in the Si₃N₄/S.S. 316 joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at (a) 810°C, (b) 950°C for 10 min.

Fig. 2. SEM microstructures of joint interface in the Si₃N₄/S.S. 316 joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at 810°C for (a) 1 min, (b) 120 min.

하였다. Fig. 2는 810°C에서 브레이징 시간 1분 및 120분 동안 브레이징된 Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/S.S. 316 집합체 접합부위의 secondary electron image를 보여준다. 810°C에서 브레이징된 집합체에서 Cu buffer layer의 두께는 브레이징 시간이 증가됨에 따라 감소하였으나, 120분 동안 브레이징 집합된 집합체에서도 얇은 연속적인 Cu 층이 유지되었으며, 접합계면의 미세구조도 크게 다르게 나타나지 않았다. Ag-Cu 이성분계 상태도로부터 브레이징 온도에서 Cu buffer layer의 dissolution은 예측할 수 있다.^{12,13} 브레이징시 Cu층이 브레이징 합금내로 dissolution되어 Cu층의 두께가 감소되며, 브레이징 합금이 접합 모재 표면을 따라 흐르는 현상(흐름성) flow에 의해 접합계면의 두께가 감소되는 것으로 생각된다.

Fig. 3은 Cu buffer layer를 사용한 Si₃N₄/S.S. 316 집합

체에서 브레이징 온도 및 브레이징 시간 변화에 따른 접합계면 및 Cu층의 두께 변화를 보여준다. 연속상으로 남아 있는 Cu층의 두께 및 Cu층과 브레이징 합금으로 이루어진 접합계면의 두께는 브레이징 온도 증가에 따라 Cu의 dissolution 및 브레이징 합금의 흐름성(flow)이 증가되면서 점차 감소하였으며, 950°C에서 브레이징된 집합체에서 Cu층 및 접합계면 두께의 급격한 감소가 나타났다. 또한, Fig. 3(b)에서 보여주는 것과 같이 810°C 및 850°C에서 브레이징된 집합체에서 브레이징 시간 증가에 따라 Cu buffer layer 및 접합계면의 두께는 감소되었다. 브레이징 시간의 증가는 브레이징 합금의 흐름성에 큰 영향을 주지 않았기 때문에 브레이징 온도의 변화에 따른 접합계면의 두께 변화보다 훨씬 작게 나타나는 것으로 생각되어진다.

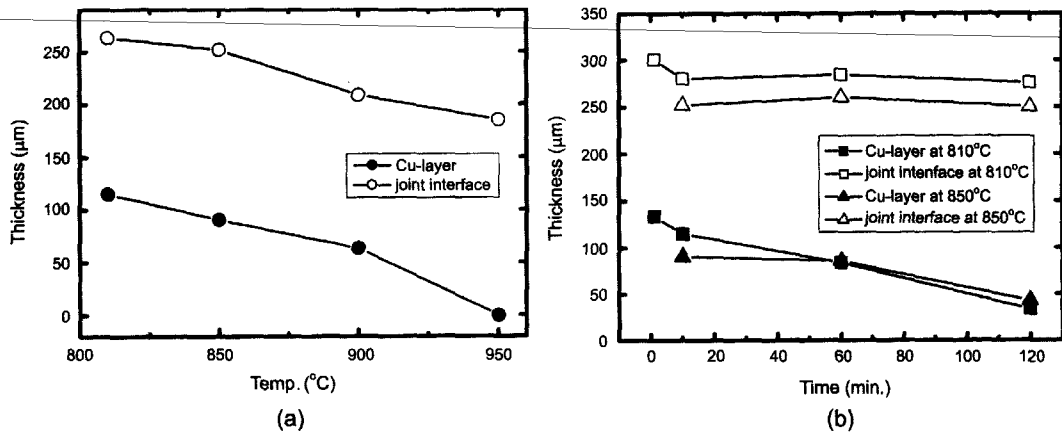


Fig. 3. Thickness change of the joint interface and Cu layer in $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ joint as a function of (a) Brazing temperature, (b) Brazing time.

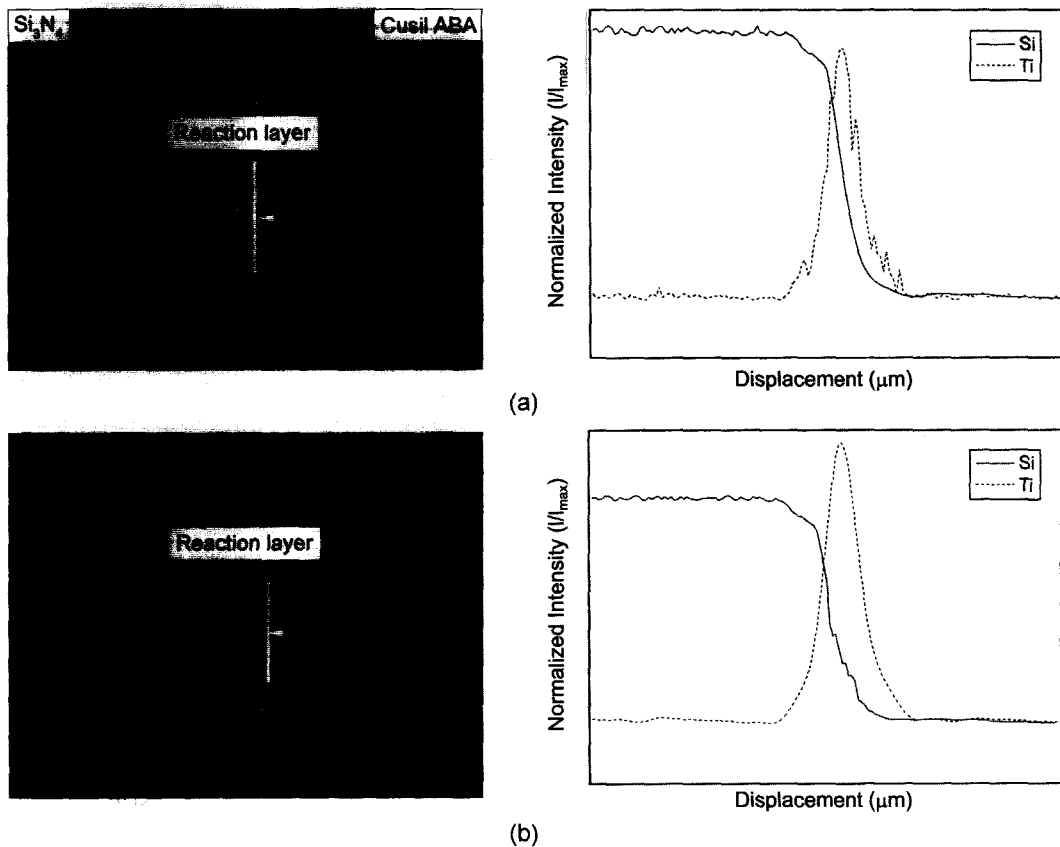


Fig. 4. SEM microstructures and EPMA analysis of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ interface in $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at (a) 810°C , (b) 950°C for 10 min.

Fig. 4는 Cu buffer layer를 사용하여 810°C 및 950°C 에서 10분간 브레이징된 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 접합계면의 secondary electron image 및 Ti, Si 원소의 EPMA 분석 결과를 보여 준다. EPMA 분석 결과로부터 활성금속 Ti은 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 접합계면에 segregation 되었으며, 높은 브레이징 온도에서 접합계면

에서 Ti/Si 농도 비가 증가하였다. 높은 브레이징 온도에서는 Si_3N_4 와 Ti과의 반응으로 Si_3N_4 기지내에 생성되는 TiN 층의 두께가 증가되어 연속상으로 형성되고 이 반응으로 생성된 free Si은 브레이징 합금내부로 빠른 확산이 진행되면서 브레이징 합금 내부에 Ti-Si 화합물 및 Ti-Si-Cu-N 준안정 화합물이 형성되기 때문에 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$

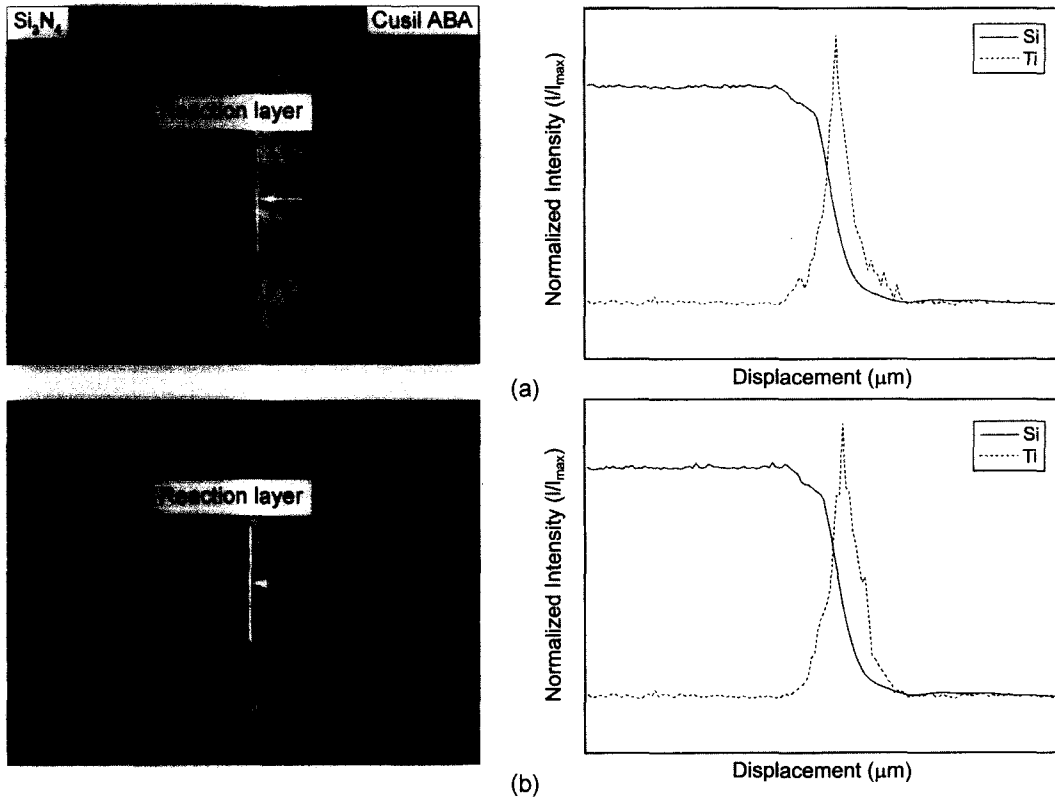


Fig. 5. SEM microstructures and EPMA analysis of Si₃N₄/brazing alloy interface in Si₃N₄/S.S. 316 joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at 810°C for (a) 1 min, (b) 120 min.

접합계면에서 Ti/Si 농도 차는 증가되는 것으로 생각된다. 또한, 브레이징 온도 증가에 따라 Si₃N₄/brazing alloy 접합계면에 형성된 계면 반응층의 두께는 증가되었다. Fig. 5는 810°C에서 1분 및 120분 동안 브레이징한 Si₃N₄/S.S. 316 접합체의 Si₃N₄/brazing alloy 접합계면의 secondary electron image 및 Ti, Si 원소의 EPMA 분석 결과를 보여

준다. 브레이징 시간이 증가됨에 따라 접합계면에서 Ti/Si 농도 비는 크게 다르게 나타나지 않았으며, Si₃N₄/brazing alloy 접합계면에 형성된 계면 반응층의 두께 변화도 크게 나타나지 않았다.

Fig. 6은 브레이징 온도변화 및 브레이징 시간 변화에 따른 Si₃N₄/brazing alloy 접합계면에 형성된 계면 반응층의

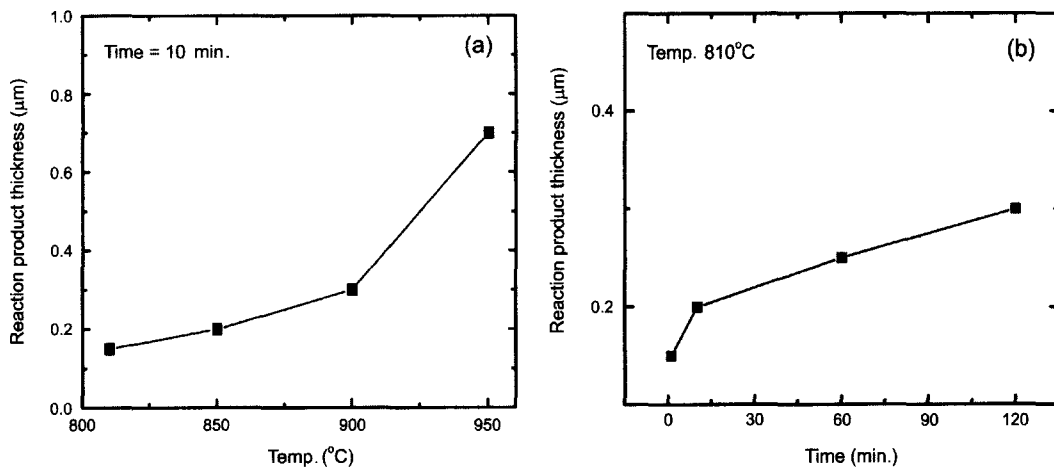


Fig. 6. Variation of the layer thickness consisting of interfacial reaction products at Si₃N₄/brazing alloy interface as a function of (a) Brazing temperature, (b) Brazing time.

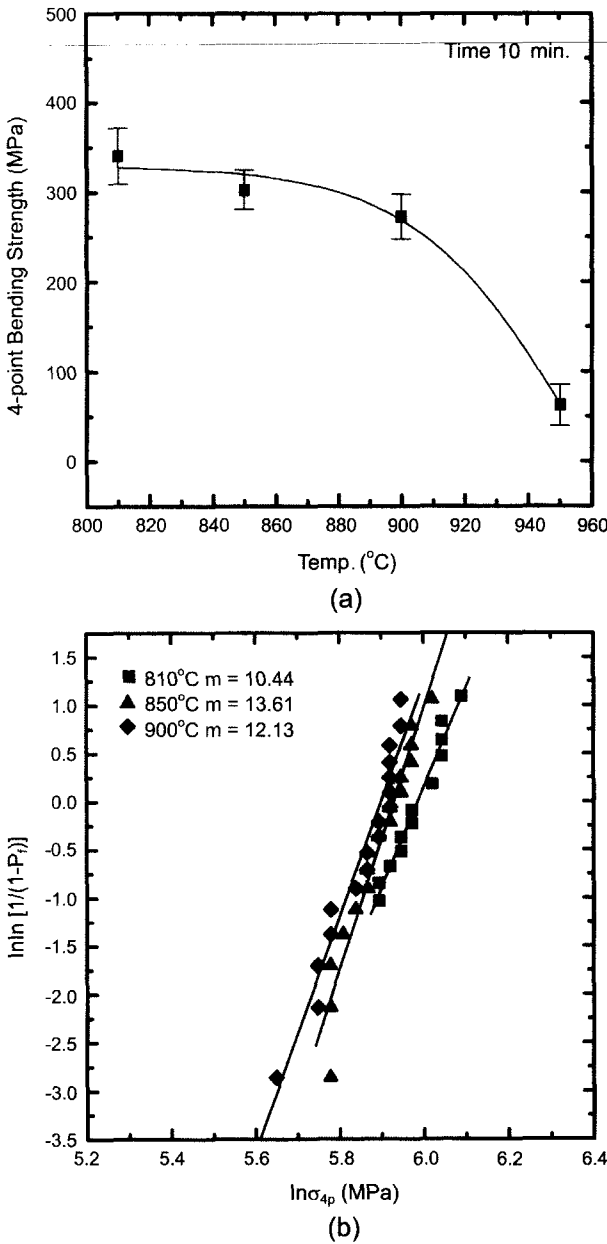


Fig. 7. (a) Variation of 4-point bending strength and (b) Weibull plot of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at the temperature range of 810°C–950°C for 10 min.

두께 변화를 보여준다. 브레이징 온도가 810°C에서 950°C로 증가함에 따라 계면 반응층의 두께는 0.15 μm 에서 0.7 μm 로 급속하게 증가하였다. Fig. 6(b)는 810°C에서 브레이징 시간의 증가에 따른 계면 반응층의 두께 변화를 보여준다. 계면 반응층의 두께는 parabolic한 형태로 브레이징 시간에 따라 증가되었으며, 계면 반응층의 두께는 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 접합계면에 형성된 계면 반응층을 통한 Ti 및 Si의 확산 이동에 의해 증가됨을 알 수 있다.

Fig. 7(a)는 0.2 mm 두께의 Cu buffer layer를 사용하여 브레이징된 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 4점 굽힘강도를 브레이징 온도변화에 따라 보여준다. 브레이징 온도가 810°C에서 900°C로 증가됨에 따라 접합체의 4점 굽힘강도는 점차 감소하였으나, 브레이징 온도가 950°C로 증가되면서 접합체의 4점 굽힘강도는 급격하게 감소되었다. 810°C–900°C의 브레이징 온도영역에서 브레이징 온도 증가에 따라 Fig. 3(a) 및 Fig. 7(a)에서 보여주는 것과 같이 Cu buffer layer와 접합계면의 두께 및 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 접합계면에 형성된 계면 반응층의 두께는 큰 변화가 없다. 따라서, 810°C–900°C의 브레이징 온도영역에서 브레이징 접합된 접합체에 발생하는 잔류응력의 크기도 큰 차이가 없을 것으로 예측되기 때문에 브레이징 온도 증가에 따른 접합체의 파괴강도 변화는 크게 나타나지 않았다. 950°C에서 브레이징된 접합체에서는 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 접합계면에 형성된 계면 반응층의 두께가 급속하게 증가되어 접합계면 강도가 감소되었을 뿐만 아니라, Cu buffer layer가 브레이징 합금에 dissolution되어 접합체에 발생하는 잔류응력을 Cu의 소성변형으로 감소시킬 수 없기 때문에 접합체의 4점 굽힘 강도가 현저하게 감소되는 것으로 생각된다.

Fig. 7(b)는 810°C–900°C 온도 영역에서 10분 동안 브레이징된 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Cu}(0.2 \text{ mm})/\text{S.S. 316}$ 접합체 4점 굽힘강도의 Weibull plot을 보여준다. 브레이징 온도 변화에 따라 접합체 4점 굽힘강도의 Weibull 계수는 10–13.6 사이로 높게 나타났다. 따라서, $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체에서 Cu buffer layer는 접합체에서 발생하는 잔류응력을 효과적으로 감소시켜 접합체의 파괴강도 증가뿐만 아니라 접합체 파괴강도의 신뢰성을 향상시키는 핵심역할을 하는 것으로 생각된다.

Fig. 8(a)는 0.2 mm 두께의 Cu buffer layer를 사용하여 810°C–950°C에서 브레이징된 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 4점 굽힘강도의 변화를 브레이징 시간 변화에 따라 보여준다. 810°C 및 850°C에서 브레이징된 접합체에서는 브레이징 시간이 1분에서 10분으로 증가됨에 따라 접합체의 4점 굽힘강도는 증가되었으며, 브레이징 시간이 증가됨에 따라 접합체의 4점 굽힘강도는 점차 감소하였다. 950°C에서 브레이징된 접합체의 4점 굽힘강도는 Cu buffer layer가 dissolution되어 발생하는 잔류응력을 감소시키지 못하기 때문에 810°C 및 850°C에서 브레이징된 접합체의 굽힘강도 보다 현저하게 감소되었으며, 60분 이상 브레이징된 접합체는 브레이징 후 냉각시 발생하는 잔류응력에 의해 파괴되었다. 810°C 및 850°C에서 브레이징된 접합체에서는 브레이징 시간이 증가됨에 따라 Cu buffer layer의 두께는 감소되었으나, Fig. 3(b)에서 보여주는 것과 같이 Cu 층이 존재하기 때문에 접합체에서 발생하는 잔류응력의 크기에는 큰 영향이 없을 것으로 생각된다. 그러나, Fig. 7(b)에서 보여주는 것과 같이 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$

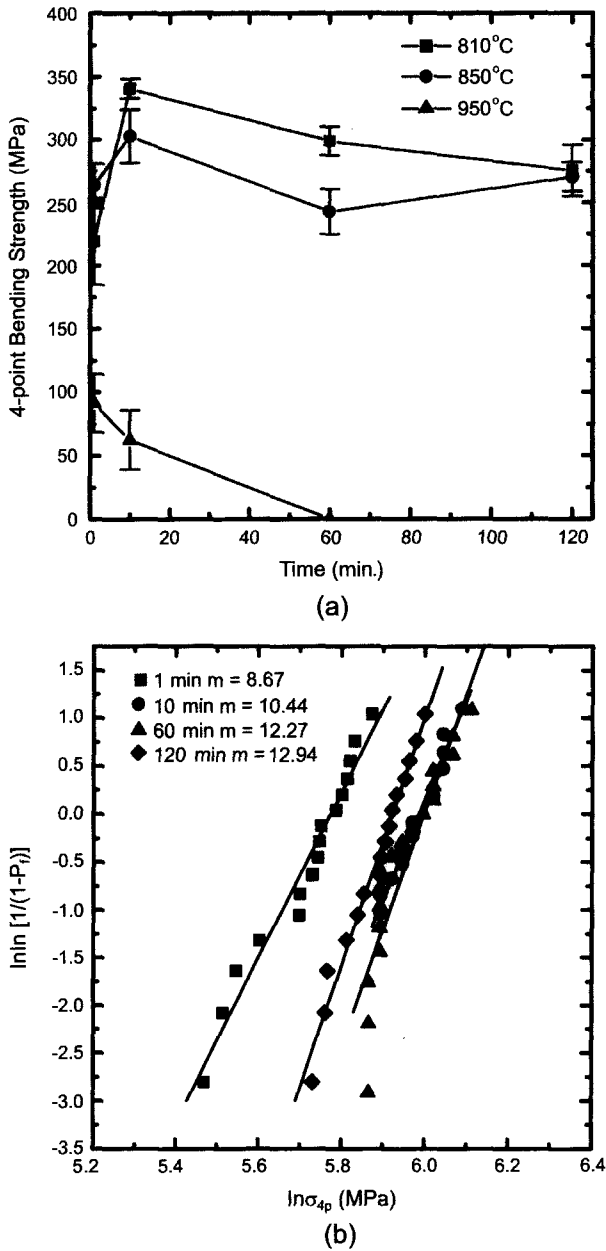


Fig. 8. (a) Variation of 4-point bending strength and (b) Weibull plot of Si₃N₄/S.S. 316 joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at 810°C for 1–120 min.

접합계면에 형성된 계면 반응층의 두께가 증가함에 따라 계면의 접합강도가 낮아지기 때문에 접합체의 파괴강도가 브레이징 시간 증가에 따라 감소되는 것으로 생각된다. Fig. 8(b)는 810°C에서 브레이징 접합된 Si₃N₄/Cu (0.2 mm)/S.S. 316 접합체의 4점 굽힘강도의 Weibull plot을 보여준다. 브레이징 시간에 따른 접합체 4점 굽힘강도의 Weibull 계수는 120분 동안 브레이징된 접합체에서 감소되었다.

Fig. 9는 0.2 mm 두께의 Cu buffer layer를 사용하여 브레이징된 Si₃N₄/S.S. 316 접합체의 파괴경로 변화 및 파단

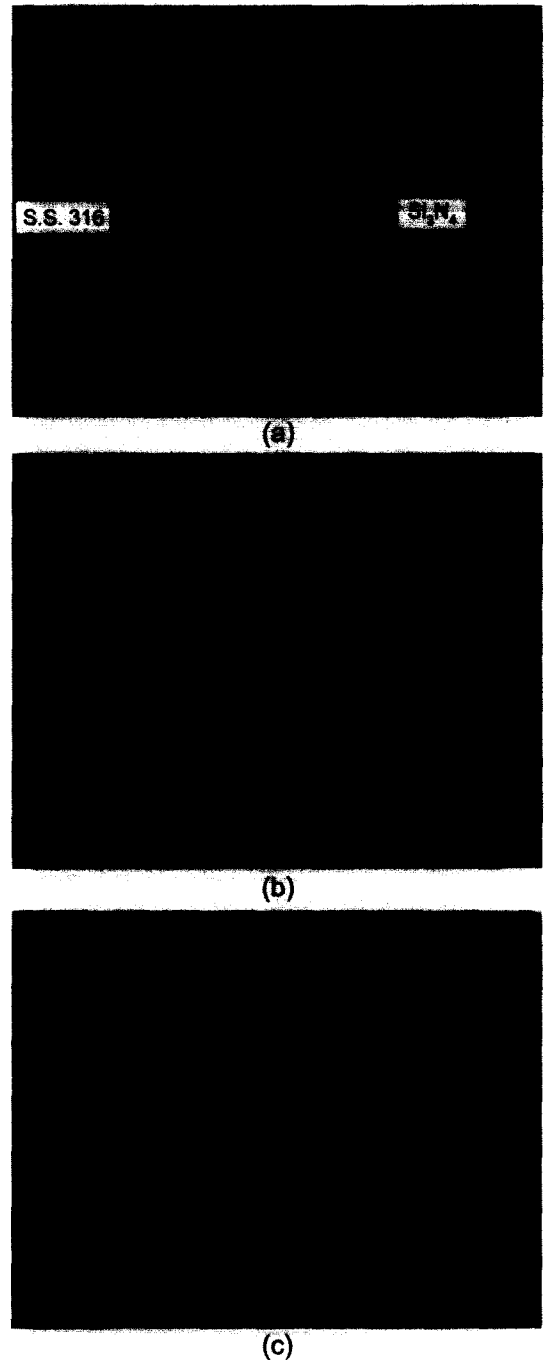


Fig. 9. SEM micrographs of fracture path of Si₃N₄/S.S. 316 joints with 0.2 mm Cu buffer layer brazed at (a) 810°C (Type I), (b) 900°C (Type II), (c) 950°C (Type III) for 10 min.

면의 SEM 미세구조를 브레이징 온도 및 시간변화에 따라 보여준다. 브레이징 온도가 810°C–900°C 범위에서 10분 동안 브레이징된 접합체에서의 파괴경로는 Si₃N₄/brazing alloy 계면에서 시작되어 Si₃N₄가 구형상으로 파괴(type I) 및 Si₃N₄/brazing alloy 계면에서 Si₃N₄ 내부로 진행되는

파괴(type II)의 대표적인 두가지 형태로 진행되었으며, 브레이징 온도가 증가될수록 type II 형태로 파괴가 진행되는 비율이 높게 나타났다. 950°C에서 브레이징 접합된 접합체에서는 대부분의 파괴가 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 계면, 특히 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{계면}$ 반응형성물층 계면을 따라 진행되었다(type III). 810°C–900°C 온도 범위에서 브레이징된 접합체의 파괴기구는 파괴 경로 및 접합계면이 유사하였으므로 같을 것으로 생각되지만, 950°C에서 브레이징된 접합체에서는 접합계면의 미세구조 및 접합체의 파괴경로가 이보다 낮은 온도에서 브레이징된 접합체와 비교하여 크게 다르기 때문에 950°C에서 브레이징 접합된 접합체의 파괴기구는 다르게 나타날 것으로 생각된다. 950°C에서 브레이징 접합된 접합체에서는 Cu buffer layer의 dissolution에 의해 브레이징 후 냉각시 buffer layer의 많은 소성변형이 일어나지 않았기 때문에 접합체에 발생하는 잔류응력의 감소가 일어나지 않아 접합체의 접합강도 감소의 원인이 될 수 있으나, 발생하는 잔류응력의 단순한 크기 증가가 접합체의 파괴가 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{계면}$ 반응물층 계면을 따라 진행되는 직접적인 원인은 될 수 없는 것으로 생각된다. 따라서, $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 계면에 형성되는 계면 반응물층과 Si_3N_4 사이의 접합계면강도가 직접적인 원인으로 생각된다. 810°C에서 브레이징 시간 변화에 따른 접합체의 파괴경로는 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 계면에서 시작하여 Si_3N_4 내부로 진행되는 형태(type II)이었으며, 브레이징 시간의 증가는 접합체의 파괴경로 변화에 영향을 주지않는 것으로 나타났다.

4. 결 론

활성 금속 브레이징 공정에서 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 파괴강도 및 Weibull 계수에 직접적인 영향을 주는 요인은 브레이징 온도인 것으로 조사되었으며, 브레이징 시간의 변화는 810–900°C 온도 영역에서는 접합체 특성에 큰 영향을 주지 않았다. 900°C 이상의 브레이징 온도에서는 Cu buffer layer는 브레이징 합금에 용해되어 연속상의 Cu buffer layer로 유지하지 못하였으며, $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{brazing alloy}$ 계

면에서 접합계면 반응물층의 두께는 증가되었다. 따라서, 950°C에서 브레이징된 접합체에서는 발생된 잔류응력의 크기가 증가되고 접합계면의 강도가 감소되어 접합체의 파괴강도는 급격히 감소하였다. 810–850°C에서 1분–60분 동안 브레이징 접합된 0.2 mm 두께 Cu buffer layer를 사용한 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{S.S. 316}$ 접합체의 Weibull 계수는 10–13.6 범위로 높게 조사되었으며, 접합체의 파괴강도의 차이는 크게 나타나지 않았다.

REFERENCES

1. J. B. Watchman, "Mechanical Properties of Ceramics," John wiley & sons (1996).
2. M. L. Santella, "A Review of Techniques for Joining Advanced Ceramics," *Ceram. Bull.*, **71** [6] 947-54 (1992).
3. C. H. Bates, "Joining of Non-oxide Ceramics for High-temperature Applications," *Ceram. Bull.*, **69** [3] 350-56 (1990).
4. S. D. Peteves, "Joining Nitride Ceramics," *Ceram. Int.*, **22** 527-33 (1996).
5. M. G. Nicholas, "Active Metal Brazing," *Br. Ceram. Trans. J.*, **85** 144-46 (1986).
6. W. B. Hanson, K. I. Ironside and J. A. Fernie, "Active Metal Brazing of Zirconia," *Acta Materialia*, **48** 4673-76 (2000).
7. A. H. ElSawy and M. F. Fahmy, "Brazing of Si_3N_4 Ceramic to Copper," *J. Material Processing Technology*, **77** 266-72 (1998).
8. K. Sukanuma, "Influence of Shape and Size on Residual Stress in Ceramic/Metal Joining," *J. Mater. Sci.*, **22** [8] 2702-06 (1987).
9. S. I. Tanaka, "Residual Stress Relaxation in $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Metal}$ Joined System. Metal-ceramic Joints," *MRS Int'l Meeting on Advanced Materials*, **8** 125-30 (1988).
10. T. W. Kim, H. S. Chang and S. W. Park, "Mechanical Properties of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Steel}$ Joint with Ni-Interlayer," *ACS. Ceram. Eng. & Sci. Proceedings*, **77** 321-25 (2001).
11. S. M. Johnson, "Mechanical Behavior of Brazed Silicon Nitride," *ACS. Ceramic Engineering & Science Proceedings*, **10** 1846-53 (1989).
12. Binary Alloy Phase Diagrams, *ASM.*, **1** 19 (1986).