

研究論文

Ag-Ti계 합금을 사용한 SiC/SiC 및 SiC/연강 브레이징에 대한 연구

이 형 근* · 이 재 영**

A Study on SiC/SiC and SiC/Mild steel brazing by the Ag-Ti based alloys

H. K. Lee* and J. Y. Lee**

Key Words : SiC ceramics(실리콘 카바이드 세라믹), Mild steel(연강), Ag-Ti alloys(은-티 탄 합금), Brazing(브레이징), Interfacial reactions(계면반응), Four-point bend strength(4점 굽힘 시험)

Abstract

The microstructure and bond strength are examined on the SiC/SiC and SiC/mild steel joints brazed by the Ag-Ti based alloys with different Ti contents. In the SiC/SiC brazed joints, the thickness of the reaction layers at the bond interface and the Ti particles in the brazing alloy matrices increase with Ti contents. When Ti is added up to 9 at% in the brazing alloy, Ti_3SiC_2 phase in addition to TiC and Ti_5Si_3 phase is newly created at the bond interface and TiAg phase is produced from peritectic reaction in the brazing alloy matrix. In the SiC/mild steel joints brazed with different Ti contents, the microstructure at the bond interface and in the brazing alloy matrix near SiC varies similarly to the case of SiC/SiC brazed joints. But, in the brazing alloy matrix near the mild steel, Fe-Ti intermetallic compounds are produced and increased with Ti contents. The bond strengths of the SiC/SiC and SiC/mild steel brazed joints are independent on Ti contents in the brazing alloy. There are no large differences of the bond strength between SiC/SiC and SiC/mild steel brazed joints. In the SiC/mild steel brazed joints, Fe dissolved from the mild steel does not affect on the bond strength of the joints. Thermal contraction of the mild steel has nearly no effects on the bond strength due to the wide brazing

* 정회원, 한국기계연구원 용접기술연구부

** 비회원, 한국과학기술원 재료공학과

gap of specimens used in the four-point bend test. The brazed joints has the average bond strength of about 200 MPa independently on Ti contents, Fe dissolution and joint type. Fracture in four-point bend test initiates at the interface between SiC and TiC reaction layer and propagates through SiC bulk. The adhesive strength between SiC and TiC reaction layer seems to mainly control the bond strength of the brazed joints.

1. 서 론

SiC 세라믹은 고온강도, 내마모성, 내부식성 등이 우수하여 고온구조용 세라믹으로서 기대되는 소재이다. 그러나 SiC 세라믹의 특성을 충분히 활용하기 위해서는 SiC/SiC 혹은 SiC/금속 형태의 접합 기술이 요구되는 경우가 많다^{1,2)}. 일반적인 구조용 세라믹의 접합방법으로는 Ti을 활성화금속 원소로 한 Ag-Cu-Ti계, Cu-Ti계 및 Ag-Ti계 합금에 의한 직접 브레이징 방법이 많이 연구되어 왔다³⁾. 특히 Ag-Cu 공정조성에 2-6wt%Ti을 첨가한 브레이징 합금은 대부분의 세라믹을 wetting 시킬 수 있으며, 용점이 낮고, 연성이 커서 세라믹의 브레이징 합금으로서 상당히 실용화되어 있다⁴⁾.

일부 연구자들은 Ag-Cu-Ti계 합금을 사용한 SiC 세라믹의 직접 브레이징에서 좋은 결과를 보고하고 있으나⁵⁾, 일반적으로 SiC 세라믹의 브레이징에서 좋은 접합강도를 얻는 것은 어렵다. 특히 최근의 graphite 발열체를 사용한 SiC 세라믹의 진공 브레이징 연구에서는 Ag-Cu-Ti계 합금을 사용하는 경우 거의 접합강도를 얻을 수 없었으며, 반면 Ag-Ti계 합금을 사용한 브레이징에서 좋은 접합강도를 얻을 수 있었다⁷⁾. 또한 최근의 연구결과에서 Cu-Ti계 및 일부 Ag-Cu-Ti계 합금은 브레이징 과정에서 SiC를 분해시키는 현상을 관찰하였으나, Ag-Ti계 합금은 SiC의 분해를 일으키지 않고 안정된 접합 계면을 얻을 수 있다는 것을 관찰하였다⁸⁾. 이러한 SiC의 분해반응이 접합강도에 반드시 나쁜 영향을 미치는 것은 아니나⁹⁾, 안정된 접합부를 얻는 데는 유리하지 못한 것으로 보인다. Ag-Ti계 합금은 SiC의 분해가 일어나지 않는 안정된 접합계면을 얻을 수 있으며, 좋은 접합강도를 얻을 수 있기 때문에 SiC의 브레이징 합금으로서 가장 유망시되고 있다.

본 연구에서는 Ag-Ti계 합금을 사용한 SiC/SiC 및 SiC/연강의 브레이징에서 접합계면과 합금모재에서의 미세조직을 조사하고, 4점 굽힘시험에 의한 접합강도와 파단면을 비교 분석하였다. 또한 Ag-Ti계 합금에서 활성화금속 원소인 Ti 함량을 달리 하여 접합부의 미세조직과 접합강도에 미치는 영향에 대해서 조사하였다.

2. 실험 방법

SiC 세라믹은 12.5×20×5 mm 의 각형으로 HIP(Hot Isostatic Pressurized) 처리된 것을 사용하였으며, 98wt%SiC에 1-2 wt%C을 포함한다. SiC 세라믹 소재의 4점 굽힘강도(four-point bend strength)는 약 500 MPa을 가졌다. 실험에 사용된 연강은 SS41에 해당하며, 치수는 SiC와 동일하게 가공하였다. 브레이징 합금 재료로는 순도 99.0 wt% 이상의 Ag, Ti 분말을 정량 혼합하여 사용하였다. Ti의 함량변화는 1.9at%(0.84wt%), 5at%(2.28wt%), 9at%(4.24wt%)의 3종류를 선택하였다.

브레이징은 각 조성에 대해서 SiC/SiC와 SiC/연강의 2 종류의 접합을 수행하였다. SiC는 브레이징 전에 6 μ m diamond paste로 연마하고 아세톤 용액 내에서 초음파 세척을 한 후 사용하였다.

연강은 #1200 사포로 연마한 후 초음파 세척을 하였다. Ti 함량 변화외에 다른 브레이징 조건들은 비교를 위하여 모두 일정하게 하였다. 브레이징은 모두 진공에서 985℃에서 600초 동안 실시하였다. 이때 브레이징 간격(brazing gap)은 0.2mm tungsten 선을 spacer로서 사용하며, 0.2mm로 동일하게 유지하였다.

본 연구에 사용된 진공로는 Fig. 1에서 보여준다. 시편(1)은 graphite 발열체(2)를 사용하여 6.

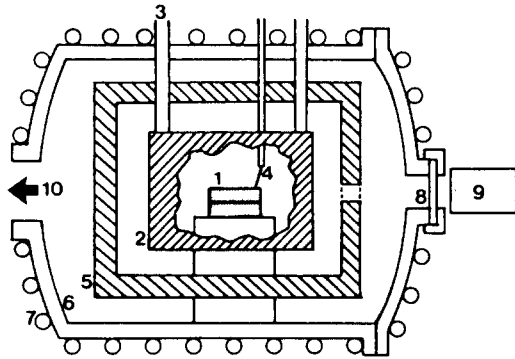
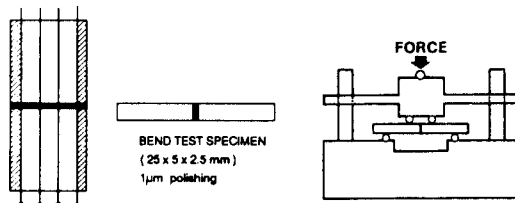


Fig. 1 Schematic diagram of a vacuum furnace
 1) specimen, 2) graphite, 3) water cooled copper electrode, 4) Pt-Rh thermocouple, 5) heat shield box, 6) vacuum chamber, 7) cooling coils, 8) viewing port, 9) telescope and camera, 10) to vacuum system

7°C/min 의 속도로 가열하였다. 온도측정은 SiC 세라믹 위에 접촉시켜 둔 Pt-Rh 열전대(4) 에 의해 수행되었다. 브레이징 후 시편은 600°C 까지는 6°C/min, 상온까지는 3°C/min 의 속도로 냉각되었다. 가열과 냉각속도는 자동온도 조절기를 사용하여 1°C 내에서 온도를 정확히 조절하였다. 진공도는 브레이징 합금이 용융되기 직전까지 5×10^{-4} - 10^{-5} torr 범위에 있었다.



(a) Cutting (b) Polishing (c) four-point bend test
Fig. 2 Preparation of bend test specimens and a jig for the bend tests

4점 굽힘시험(four-point bend test)용 시편의 준비과정과 시험용 치구는 Fig.2에서 도식적으로 보여준다. Tungsten spacer가 존재하는 양쪽부분은 low speed diamond saw 에 의해 절단하여 내고 중앙부분은 $5 \times 2.5 \times 25$ mm 의 치수로 절단하여 굽힘

시험용 시편으로 사용하였다. 모든 굽힘시험용 시편은 결과의 편차를 줄이기 위하여, 입도 1µm의 diamond paste로 연마하였다. 또한 모든 굽힘시험용 시편은 광학현미경 관찰에 의해 접합부 근처에서 미세균열이 존재하지 않는 것을 시험에 사용하였다. 굽힘시험은 치구를 사용하여 외부하중점 간격 18mm, 내부하중점 간격 6mm를 갖는 4점 굽힘시험을 수행하였다. 4점 굽힘시험은 Instron Universal Testing Machine 을 사용하였으며, 이때 cross head speed는 0.5mm/min를 사용하였다. 측정결과는 3개의 시험에 대한 평균값을 사용하였다.

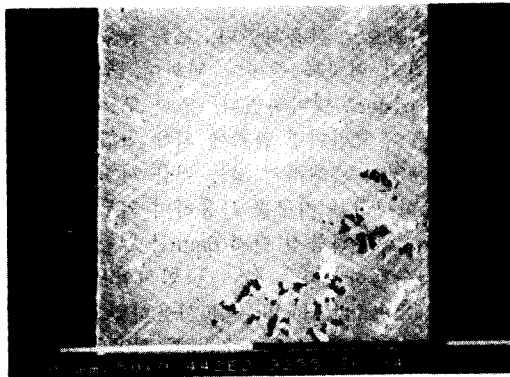
3. 실험결과 및 분석

3.1 SiC/SiC 브레이징

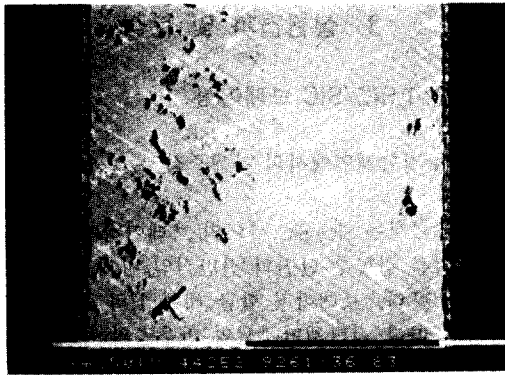
3.1.1 접합계면에서의 미세조직

Fig.3에서는 SiC/SiC 사이의 브레이징에서 Ti 함량에 따른 접합부 단면의 전반적인 미세조직 사진을 보여준다. 브레이징 합금 내에 Ti의 함량이 증가함에 따라 접합계면에서의 반응층의 두께가 두꺼워지며, 합금 모재(브레이징 합금 모재) 내부에서는 분산 입자들의 수량이 증가한다.

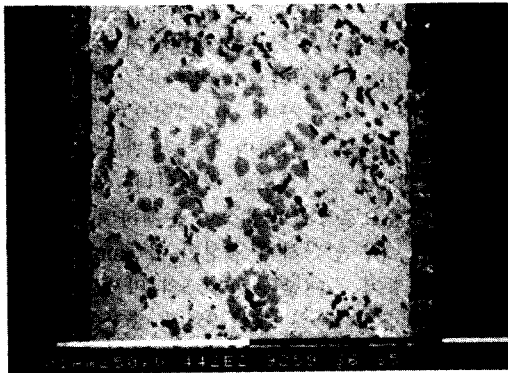
Ag-5at%Ti 합금을 사용한 SiC/SiC 브레이징에 대한 접합계면에서의 반응층에 대한 분석은 이전의 연구에서 수행하였다⁷⁾. Fig.4에서는 Ref.7에서 SiC와 합금 모재 사이의 접합계면에서의 반응층들에 대한 X-RD 분석결과를 보여준다⁷⁾. 반응생성물층으로 TiC와 Ti₅Si₃ 상이 생성되었으며, SEM 및 EDX 분석 결과와 종합하여 얻어진 반응상들의 분포는 Fig.5에서 도식적으로 설명한다. SiC에 인접하여 얇은 층으로 TiC 반응층이 존재하며, 합금 모재 쪽으로 매우 영성하게 형성된 띠(band) 형태로 Ti₅Si₃ 반응층이 존재한다. Fig.3의 미세조직 사진에서 Ti 함량이 1.9% 에서 9%로 증가함에 따라 Ti₅Si₃ 반응층이 두꺼워지고 있음을 보여준다. Ag-9at%Ti 합금의 경우에는 SiC 사이에 tungsten 선을 삽입하지 않고 넓은 면(12.5×20 mm)으로 브레이징 하였을 때, 브레이징 간격은 0.03mm 이하로 매우 얇게 형성되었다. 이때 브레이징 후 냉각과정



(a) Ag-1.9at%Ti alloy



(b) Ag-5at%Ti alloy



(c) Ag-9at%Ti alloy

Fig. 3 SEM micrographs of the SiC/SiC brazed joints with Ag-Ti brazing alloys

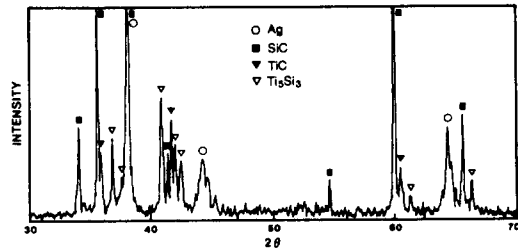


Fig. 4 The results of XRD analysis on the reaction layers for the specimen brazed with Ag-5at% Ti alloy (○)Ag, (■)SiC, (▼)TiC, (▽)Ti₅Si₃

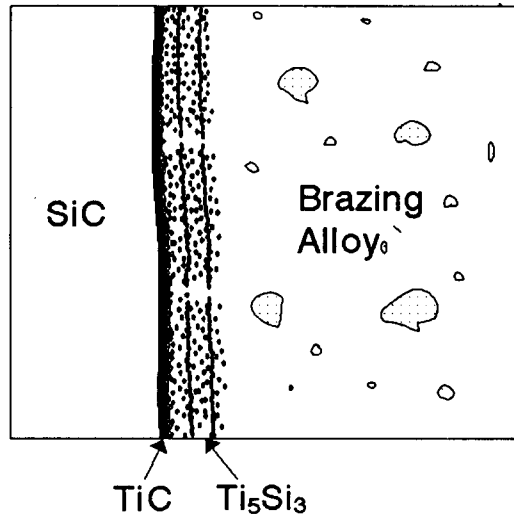


Fig. 5 Schematic drawing explaining the distribution of the reaction layers at the bond interface between SiC and brazing alloy matrix

에서 쉽게 파단이 일어났으며, 일부 파단면은 완전히 접합계면을 따라서 매끈하게 분리되었다. 따라서 접합계면을 따라 분리된 면의 합금 모재측 면에 대해서 XRD 분석을 수행하였다. Fig. 6에서는 XRD 분석 결과 39°-43° 사이의 구간에서 나타난 회절선들을 자세히 보여준다. 역시 마찬가지로 TiC 상과 Ti₅Si₃ 상이 생성되었으며, 그러나 이와 함께 Ag-5at%Ti 합금에 의해 브레이징한 경우에는 관찰되지 않았던 Ti₅SiC₂ 상이 새로이 관찰되었다. 이 Ti₅SiC₂ 상은 W. Jeitschko¹⁰⁾에 의한 data로부터 계산된 값과 비교함으로써 확인할 수 있었다. d₁₀₀

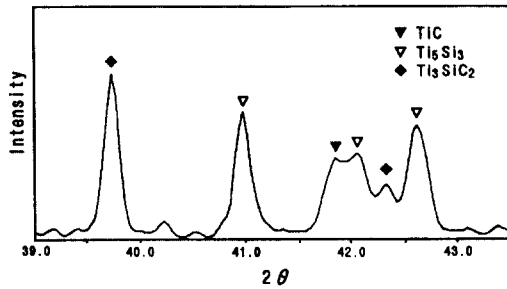


Fig 6 XRD spectra showing Ti_3SiC_2 phase produced at the bond interface on brazing with Ag-9at% Ti alloy (▼) TiC, (▽) Ti_5Si_3 , (◆) Ti_3SiC_2

d_4 (calculated)=2.28 Å 과 d_{104} (observed)=2.27 Å, d_{105} (calculated)=2.12 Å 과 d_{105} (observed)=2.13 Å 으로서 서로 잘 일치되었다. 이 Ti_3SiC_2 상은 SEM이나 EDX에 의해서는 구분할 수 없었다. 자세한 분포 상태를 알기 위해서는 TEM 등의 미세분석이 요구되나, 그러나 더 이상 상세한 분석은 본 연구에서는 중요치 않다고 판단되어 수행하지 않았다.

Ag-1.9at%Ti 합금과 Ag-5at%Ti 합금에 의해 브레이징한 경우 합금 모재 내부에 존재하는 분산 입자들에 대한 EDX 분석결과 91~95 at%Ti, 5~9 at%Ag로 이루어져 있으며, Si은 거의 없었다. 따라서 이들 분산입자들은 대부분 Ti 입자들임이 밝혀졌으며, Ti 함량이 증가함에 따라 이들도 증가하였다. 그러나 Ag-9at%Ti 합금의 경우에는 합금 모재 내부에 Ti 입자 외에 열은 색의 등근 상들이 관찰되었다. 이들은 EDX 분석결과 46.5at%Ag, 53.5at%Ti으로 분석되어, 상태도와의 비교에 의해 포정반응에 의해 생성된 TiAg 금속간 화합물임을 알 수 있었다.

3.1.2 4점 굽힘시험 결과

SiC/SiC 브레이징한 시편들에 대한 4점 굽힘시험에 의한 접합강도의 측정결과는 Fig. 7에서 보여준다. Ag-1.9at%Ti, Ag-5at%Ti 및 Ag-9at%Ti 합금을 사용하였을 때 각각 204MPa, 187MPa 와 200MPa로서 Ag-5at%Ti 합금의 경우 약간 감소하는 경향이 있으나, 거의 차이가 없었다. 따라서 Ag-Ti계 브레이징 합금내 Ti 함량의 변화는 접합강도에 거의 영향이 없는 것으로 나타났다.

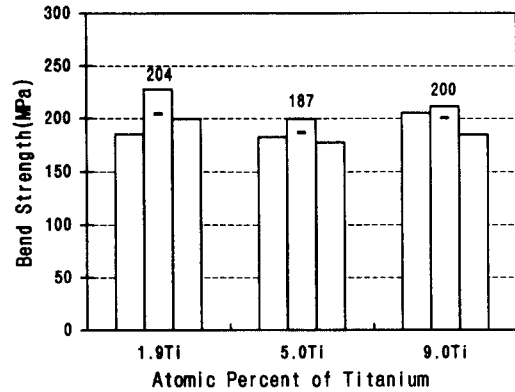


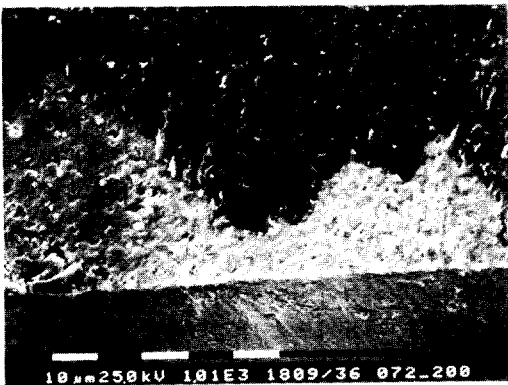
Fig. 7 Four-point bend test results for the SiC/SiC brazed joints ("—" & values in the graph : mean bend strength)

Fig. 8(a)에서는 대표적으로 Ag-9at%Ti 합금에 의해 브레이징된 시편의 4점 굽힘시험 후 파단면의 형상을 보여준다. 전반적인 파단면의 구성은 시편에 따라 다소 차이가 있으나, Ti의 함량에 관계없이 대부분 SiC로 구성되었으며, 부분적으로 SiC와 반응층사이의 접합계면을 통하여 파단되었다. 그러나 굽힘시험 과정에서 인장하중을 받은 면에서는 모두 SiC와 반응층 사이의 접합계면에서 파괴가 시작하였다. Fig. 8(b)에서 Ag-1.9at%Ti 합금의 경우 대표적으로 인장하중을 받는 면에서 SiC와 반응층 사이의 접합계면에서 파괴가 시작된 부분을 자세히 보여준다. 이 파면에 대한 EDX 분석결과 74.72at%Ti, 16.75at%Si, 8.53at%Ag로 분석되었다. 반면 이 면과 일치하는 SiC측 파면에 대한 EDX 분석결과 98.52~99.47at%Si, 0.31~1.48at%Ti으로 분석되었다. Fig. 6에서는 Ag-9at%Ti 합금의 접합계면을 따라 파단된 시편의 합금 모재측의 X-RD 분석결과에서도 TiC가 뚜렷이 검출되었다. 이들을 종합할 때 SiC/SiC 브레이징에서 접합부는 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합계면이 가장 취약하다는 것을 알 수 있다. 따라서 4점 굽힘시험에서 파단은 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합계면에서 시작하였으며, 파단의 전파는 대부분 SiC를 통하여 일어났다.

3.2 SiC/연강 브레이징



(a) fracture surface of the SiC/SiC joint with Ag-9at%Ti alloy

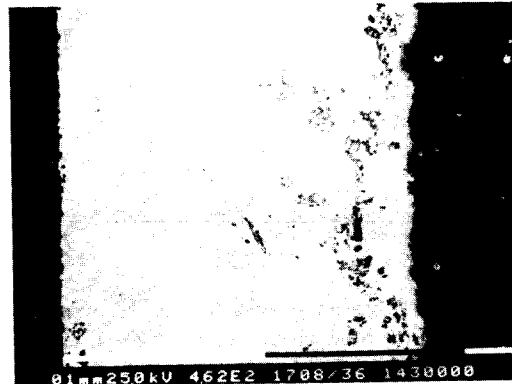


(b) fracture initiated region of the SiC/SiC joint with Ag-9at%Ti alloy



(c) fracture surface of the SiC/mild steel joint with Ag-9at%Ti alloy

Fig. 8 SEM fractographs observed generally after four-point bend tests of the brazed joints



(a) Ag-1.9at%Ti alloy



(b) Ag-5at%Ti alloy



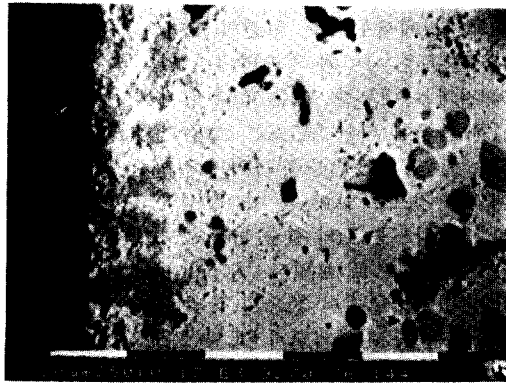
(c) Ag-9at%Ti alloy

Fig. 9 SEM micrographs of the SiC/mild steel brazed joints with Ag-Ti brazing alloys (Left : SiC, Right : Mild steel)

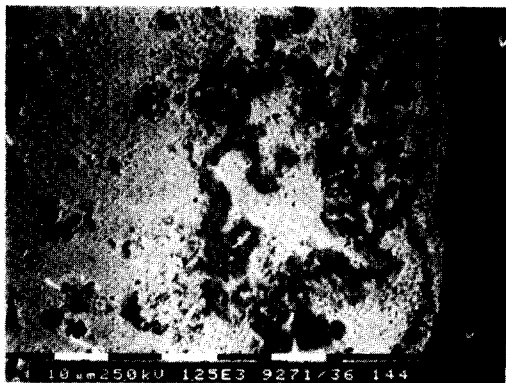
3. 2. 1 접합계면에서의 미세조직

Fig. 9에서는 Ag-Ti계 합금에 의해 SiC/연강을 직접 브레이징한 시편들의 전반적인 단면 미세조직들을 보여준다. 브레이징 합금내에 Ti의 함량이 증가함에 따라 접합계면 부근에서의 반응층의 두께가 두꺼워지며, 합금 모재 내부에서는 분산 입자들의 수량이 증가하며 SiC/SiC 브레이징에 비해서 여러종류의 많은 입자들이 존재하고 있다.

Fig. 10(a)에서는 Ag-9at%Ti 합금의 경우 SiC와 합금 모재 사이의 접합계면에서의 미세조직을 보여준다. Table 1에서는 각 표시된 부분에서의



(a) SiC/brazing alloy interface



(b) brazing alloy/mild steel interface

Fig. 10 SEM micrographs at both of the bond interfaces of SiC/mild steel brazed joints with the Ag-9at%Ti alloy

EDX 성분분석한 결과를 나타낸다. SiC와의 접합계면에서의 반응층은 면(2)에서의 EDX 분석결과 합금 모재로부터 나온 Ag를 제외하면 대부분 Ti과 Si으로 구성되어 있다. 따라서 접합계면에서 반응층들은 SiC/SiC 브레이징에서와 마찬가지로 TiC와 Ti₅Si₃ 상이 생성된 것으로 판단된다. 그러나 Ti₅Si₃ 상의 형상에 있어서 상당한 차이가 존재한다. 형성하지만 규칙적인 띠 형태로 존재하던 Ti₅Si₃ 반응층은 그 형태가 상당히 부서졌으며, 합금 모재 내부로 분산되어 나갔다.

합금 모재내에서 SiC 측으로 가까이 분포되어 있는 검은 입자들은 점(3)에서의 EDX 분석결과 SiC/SiC 브레이징에서와 마찬가지로 Ti 입자들임을 알 수 있다. 또한 점(4)에서 옅은 색의 둥근 상들 역시 SiC/SiC 브레이징에서와 마찬가지로 TiAg 상임을 확인하였다. Ti이 증가함에 따라 SiC에 인접한 합금 모재의 미세조직 변화는 SiC/SiC 브레이징과 큰 차이가 없다. Fig. 10(b)에서는 Ag-9at%Ti 합금의 경우에서 연강과 합금 모재 사이의 접합계면 부근의 미세조직을 보여준다. 연강에 인접하며 다량 존재하는 입자들은 점(5)에서의 EDX 분석결과 Fe-Ti 금속간 화합물임을 알 수 있다. Ti의 함량이 증가하면 이들 Fe-Ti 화합물 입자들이 증가하여, Ti은 Fe의 용해를 촉진시킨다는 것을 알 수 있다. 중앙 부근의 검고 작은 입자들은 점(6)에서 분석한 결과 역시 대부분 Ti 입자들이었다.

3. 2. 2 4점 굽힘시험 결과

Table 1 Chemical analysis by EDX on the points in Fig.10 that shows the microstructure of the SiC/mild steel joints by the Ag-9at%Ti ally

element point	Ag	Ti	Si	Fe
1	97.86	-	1.79	0.35
2	42.00	43.55	13.79	0.67
3	3.80	95.15	0.74	0.28
4	46.91	52.06	0.60	0.43
5	7.97	49.39	0.53	42.12
6	0.42	99.16	0.42	-

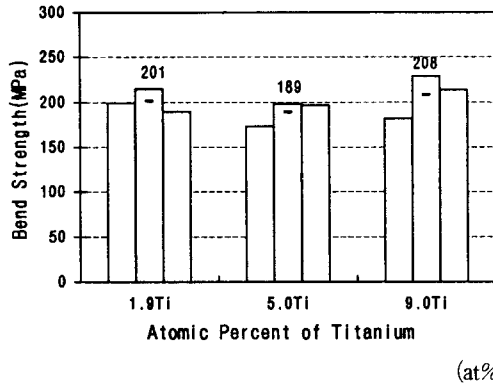


Fig. 11 Four-point bend test results for the SiC/mild steel brazed joints ("—" & values in

Fig. 11에서는 SiC/연강 브레이징한 시편들의 접합강도 측정결과를 나타내었다. Ag-1.9at%Ti, Ag-5at%Ti 및 Ag-9at%Ti 합금을 사용하였을 때 각각 201MPa, 189MPa 와 208MPa로서 Ag-5at%Ti 합금의 경우 약간 감소하는 경향이 있으나, 거의 차이가 없었다. SiC/SiC 브레이징과 마찬가지로 Ti의 함량 변화는 접합부 단면의 미세조직에는 큰 영향을 미쳤으나, 접합강도에는 큰 영향을 미치지 못했다. 일반적으로 세라믹/금속 브레이징의 경우에는 세라믹과 금속의 열팽창계수와 탄성의 차이가 잔류응력의 크기에 영향을 미쳐 세라믹/세라믹 브레이징 보다 접합강도가 더 낮다. 그러나 본 연구 결과에서는 SiC/SiC와 SiC/연강 브레이징에서 접합강도의 큰 차이가 없었다.

Fig. 8(c)에서는 4점 굽힘시험 후 대표적인 파단면의 형상을 보여 주고 있다. 전반적 파단면의 구성은 시편에 따라 다소의 차이가 있으나, Ti의 함량 변화에 따른 차이는 발견할 수 없었다. 또한 전반적인 파단면의 구성에 있어서도 SiC/SiC 브레이징의 경우와 거의 차이가 없었다. 즉 SiC와 TiC 반응층 사이에서 파괴가 시작되어, 대부분 SiC를 통하여 파단되었음을 알 수 있다.

4. 검 토

SiC/SiC 및 SiC/연강의 브레이징에서 Ti 함량 변화는 미세조직에는 상당한 변화가 있었으나, 접합

강도 측면에서는 거의 영향이 없었다. 여기서는 SiC/SiC 및 SiC/연강 브레이징에 대해서 각각 차례로 검토해 보고자 한다.

우선 SiC/SiC 브레이징에서 Ti 함량을 증가시키면 접합계면에서 Ti_3Si_3 반응층이 두꺼워지고, 합금 모재에는 Ti 입자들의 증가와 TiAg 상의 생성 등 미세조직에는 상당한 변화가 일어난다. 그러나 Ti 함량의 변화에 따른 접합계면에 존재하는 Ti_3Si_3 반응층의 두께 변화나 합금 모재의 미세조직과 물성 변화는 접합강도에는 큰 영향을 미칠 수 없었다. 일반적으로 세라믹/금속 접합에서 파괴의 시작은 최대 잔류응력이 존재하는 접합계면의 가장 자리에서 부터 시작하여, 최대 응력면을 따라 세라믹 내부로 진행한다(convex failure)¹¹⁾. SiC/SiC 브레이징에서도 모든 시편의 파단의 시작은 SiC와 TiC 반응층 사이의 경계면에서 일어났으며, 파단의 전파는 대부분 SiC를 따라 일어났다. 결국 Ag-Ti계 합금에 의한 SiC/SiC 브레이징에서의 접합강도는 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합강도에 의해 지배되는 것으로 보이며, 이 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합강도는 Ti의 함량 변화에는 거의 영향을 받지 않는 것으로 보인다. S. Morozumi¹²⁾는 SiC와 Ti의 고상접합에서 Ti_3Si_2 상의 생성을 보고하였다. 그는 TEM 분석결과 SiC와 Ti_3Si_2 사이에 우수한 lattice matching이 존재하며, 이 때문에 높은 접합강도를 얻을 수 있었다고 보고하였다. 그러나 본 연구 결과에서도 Ag-9at%Ti 합금에 의한 브레이징에서 접합계면층에서 Ti_3Si_2 상이 생성되어 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합강도 증가를 기대했으나, 접합강도에는 거의 영향이 없었다. SiC의 브레이징을 위한 Ag-Ti계 합금에서는 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합강도를 증가시키는 것이 가장 중요한 것으로 판단된다.

SiC/연강 브레이징에서는 SiC 측에 인접한 접합계면과 합금 모재에서는 SiC/SiC 브레이징과 비슷한 경향을 보였다. 그러나 연강 부근의 합금 모재에서는 용해된 Fe와 Ti의 반응에 의해 Fe-Ti 화합물이 생성되었으며, Ti의 증가는 Fe의 용해를 촉진시켜 Fe-Ti 화합물의 생성을 증가시켰다. Fe-Ti 화합물들은 연강측 합금 모재에만 제한되어 존재하고 있으며, 985℃에서 Ag 용융금속 내에 Fe의 용해도는 0.1at% 정도로서 매우 적기 때문에¹³⁾, SiC에 인접한 접합계면에는 Fe의 용해에 의한 영향이

적은 것으로 보인다. 다만 미량의 Fe 원소의 영향으로 Ti_5Si_3 반응층의 형태는 다소 변화하였다. 그러나 SiC/연강 브레이징에서도 SiC/SiC 브레이징에서와 마찬가지로 Ti 함량의 증가는 접합강도에 큰 영향을 미치지 않았다. Ti의 증가에 따른 합금 모재의 미세조직 및 물성의 변화가 SiC 브레이징부의 접합강도에 미치는 영향은 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합강도의 영향에 비하여 매우 적은 것으로 보인다. 또한 SiC/연강 브레이징에서나 SiC/SiC 브레이징에서나 접합강도는 큰 차이가 없었다. 일반적으로 세라믹/금속 브레이징에서는 세라믹/세라믹 브레이징에 비해 접합강도가 떨어진다. 이것은 금속의 열팽창계수와 탄성의 차이가 접합계면 부근의 세라믹에 발생하는 인장 잔류응력의 크기에 영향을 미치기 때문이다. 본 연구에서 SiC/연강 브레이징과 SiC/SiC 브레이징에서 접합강도의 큰 차이가 없는 것은 브레이징 간격과 시편 치수 사이의 관계 때문으로 보여진다. D. Munz¹⁴⁾ 등은 세라믹/금속 브레이징에서 접합계면 부근의 세라믹에 발생하는 잔류응력을 계산하였다. 잔류응력은 브레이징 간격(d)과 시편의 두께(t)의 비율(d/t)에 의존한다. 모든 경우에 브레이징 간격과 시편의 두께가 거의 같아지면 잔류응력은 금속에 의한 영향은 완전히 사라지고 세라믹과 브레이징 합금 모재 사이의 관계에만 의존한다. 그들은 Ag-Ti 브레이징 합금에 의한 Si_3N_4 /강의 브레이징에서 Si_3N_4 와 합금 모재 사이의 접합계면에서의 stress intensity factor(K)를 계산하였다. K 값은 d/t가 작을 때는 강의 영향을 많이 받으나, d/t = 0.08 정도로 증가하면 K 값은 90% 정도 Si_3N_4 와 브레이징 합금 모재 사이의 관계에만 의존하고 강에는 거의 영향을 받지 않는다. SiC 세라믹은 열팽창계수나 탄성면에서 Si_3N_4 에 비슷하며, 4점 굽힘시험에 사용된 시험편은 d/t = 0.08로서 브레이징 간격이 시편의 두께에 비해서 매우 넓다. 따라서 접합계면 부근의 SiC에 발생한 인장 잔류응력은 대부분 SiC와 Ag 합금 모재 사이의 열팽창계수와 탄성의 차이에만 주로 영향을 받은 것으로 보인다. 따라서 본 연구에서 측정된 접합강도는 순수히 SiC와 Ag 합금 모재 사이에 관련된 접합강도를 나타내는 것으로 보이며, 맞은 편 소재가 SiC 혹은 연강이든 큰 영향을 받지 않은 것으로 보인다. 이것은 나중의 연구에서 브레이징 간격이 줄어들면 SiC/SiC 브레이징

과 SiC/연강 브레이징에서 접합강도의 큰 차이가 나는 것으로 부터 확인하였다. 최적의 접합강도를 얻을 수 있는 브레이징 간격은 실물의 치수나 형상에 따라서 서로 다를 것으로 판단되며, 여기에 대해서는 실물에 대한 잔류응력의 계산이나 측정을 통한 연구가 동반되어야 할 것이다.

5. 결 론

Ag-Ti계 브레이징 합금에 의한 SiC/SiC 및 SiC/연강 브레이징에 대한 연구결과는 다음과 같다.

1) SiC/SiC 브레이징에서 브레이징 합금내에 Ti의 함량을 증가시키면 접합계면에서의 반응층의 두께와 합금모재 내에 Ti 입자들이 증가하였다. 특히 9at%Ti이 첨가된 경우에는 TiC와 Ti_5Si_3 상에 추가하여 Ti_5SiC_2 상이 새로이 나타나기 시작하였으며, 합금 모재에는 TiAg 상이 새로이 생성되었다. SiC/연강 브레이징에서는 Ti 함량의 증가와 함께 SiC 근처의 접합계면과 합금 모재의 미세조직의 변화는 Ti_5Si_3 반응층의 형상 변화를 제외하면 SiC/SiC 브레이징에서와 동일하였다. 그러나 연강측의 합금 모재에서는 Fe-Ti 화합물이 생성하였으며, 이들은 Ti 함량이 증가하면 증가하였다.

2) SiC/SiC 브레이징부의 접합강도의 측정결과에서는 Ag-1.9at%Ti, Ag-5at%Ti 및 Ag-9at%Ti 합금을 사용하였을 때 각각 204MPa, 187MPa 와 200MPa로 나타나, Ti 함량의 변화는 접합강도에 거의 영향이 없는 것으로 나타났다. SiC/연강 브레이징에서도 각각의 합금을 사용하였을 때 각각 201MPa, 189MPa 와 208MPa로서 Ti 함량 변화에 따라 거의 차이가 없었다. 또한 SiC/SiC 혹은 SiC/연강 브레이징에도 무관하게 접합강도는 서로 거의 차이가 없었다. SiC/연강 브레이징에서 연강으로부터 용해된 Fe에 의한 미세조직 변화는 접합강도에 큰 영향을 미치지 않았으며, 본 연구에서 처럼 시편 치수에 비해 넓은 브레이징 간격을 사용하는 경우에는 연강의 열팽창계수나 탄성의 차이는 접합강도에 큰 영향을 미치지 않는다. 대부분 시편에서 파단은 SiC와 TiC 반응층 사이의 접합계면에서 시작하여, SiC를 통하여 일어났다. 재료적인 측면에서 Ag-Ti계 합금을 사용한 SiC/SiC 및 SiC/연강 브레이징에서의 접합강도는 SiC와 TiC 반응

층 사이의 접합강도에 가장 영향을 받는 것으로 나타났다.

참 고 문 헌

1. T. Okuo, Y. Kusaka and Y. Aiyama : J. High Temp. Soc., 11(1985) 186.
2. T. W. Eagar : Weld. J., 66(1987) 35.
3. J. A. Pask : Amer. Ceram. Soc. Bull., 66(1987) 1587.
4. D. H. Kim, S. H. Hwang and S. S. Chun : J. Mater. Sci., 26(1991) 3223.
5. H. Mizuhara and E. Huebel : Weld. J., 65(1986) 43.
6. J. K. Boadi, T. Yano and T. Iseki : J. Mater. Sci., 22(1987) 2431.
7. H. K. Lee, S. H. Hwang and J. Y. Lee : J. Mater. Sci., 28(1993) 1765.
8. H. K. Lee and J. Y. Lee : J. Mater. Sci. Lett., 11(1992) 550.
9. H. K. Lee and J. Y. Lee : J. Mater. Sci., To be published in J. Mater. Sci, Vol.31, 1996.
10. W. Jeitschko and H. Howotny : Monatscheft e f r Chem., 97(1967) 329.
11. 岩本信也, 須賀唯知 : セラミックス 接合工學, 日刊工業新聞社, 東京 (1990).
12. S. Morozumi : J. Mater. Sci., 20(1985) 1985.
13. T. B. Massalski : Binary Phase Diagram Vol.1, ASM, Metal Park, Ohio, (1986) 105.
14. D. Munz, M. A. Sckuhr and Y. Yang : J. Am. Ceram. Soc., 78(1995) 285.