

브레이징 방법에 의한 Al_2O_3 /탄소강 접합 기술

권순용, 최시경
한국과학기술원 무기재료공학과

요약

본 논문에서는 브레이징법에 대하여 간략히 기술하고, 접합체의 접합 강도에 영향을 미치는 요인들에 대하여 조사하였다. 그리고 접합 계면의 반응 생성물의 상동정과 미세조직 관찰 결과를 보고한다. 실험 결과에 의하면 반응층은 두 층으로 이루어져 있으며, 얇은 반응층은 δ -TiO, Ti_2O 등의 Ti 산화물이고, 두꺼운 반응층은 다이아몬드 입방정의 Ti_4Cu_2O 이었다. 또 이러한 반응층의 형성 구동력이 Ti에 의한 Al_2O_3 의 분해 반응에 의한 것이라는 가정을 뒷받침하는 자료로 XPS의 Al 2p 피이크의 변화를 제시한다. 끝으로 접합체의 잔류응력 분석 결과(FEM, XRD)를 타 실험자들의 연구 결과와 비교 검토하고, 더 높은 접합 강도를 얻기 위한 방법들을 정리하여 보고한다.

1. 서론

현대 산업의 발달과 함께, 구조용 세라믹은 고온 강도, 내열성, 내식성, 및 내마모성 등의 특성 때문에 여러 분야에서 금속의 대체 재료로 부각되고 있다. 최근에는 세라믹 터보 차저, 세라믹 가스 터빈 블레이드 및 세라믹 엔진 등에의 응용이 증대되고 있다. 그러나 현재는 세라믹 재료의 최대 결점인 취성 파괴를 해결하지 못하고 있어 부품 전체를 세라믹으로 제조하는 것은 거의 불가능하다. 세라믹/금속 접합 기술은 이러한 세라믹의 약점을 보완할 수 있는 방법 중의 하나로 주목받고 있는 분야이다.

세라믹/금속과 같은 이종 재료의 접합은 전통적인 용접 방법으로는 곤란하기 때문에 여러 가지 방법들이 연구, 개발되고 있다. 현재까지 개발된 방법 중 비교적 고온에서 높은 강도를 얻을 수 있는 것들은 활성 금속을 이용한 브레이징(brazing)법^{1,2)}과 고상 확산 접합법^{11,3)}(solid state diffusion bonding)이다. 이 중에서 브레이징법은 접합 강도가 고상 확산 접합법보다 다소 떨어지지만 공정 시간과 비용이 적게 드는 장점이 있어 많은 연구가 진행되고 있다. 특히 산화물계뿐만 아니라 탄화물, 질화물 등에도 적용이 가능해 폭넓은 응용이 기대된다.

세라믹/금속의 접합에서의 궁극적인 목적은 접합 강도를 향상시키는 것이다. 접합 강도에 영향을 주는 요인⁴⁾으로는 모재의 표면 상태, 삽입 금속, 접합 조건, 접합 방법 등을 들 수 있다. 이 중에서 삽입 금속의 영향은 가장 강조되고 있는 요인 중의 하나이다. 삽입 금속은 활성 금속의 종류 및 양에 따라서 계면 반응^{11,5)}에 중대한 영향을 미치고, 자체 특성에 따라서 세라믹 쪽의 잔류 응력^{6,7)}을 제어하는 요인으로 알려져 있다. 특히 양호한 계면 반응에 의한 계면 강도의 증가는 세라믹 쪽의 파괴를 유도⁸⁾하므로 세라믹 쪽의 잔류 응력 완화는 접합 강도를 증가시키기 위하여 해결해야 할 가장 중요한 과제로 인식되고 있다. Levy⁹⁾는 탄-소성 유한 요소법으로 접합시 발생하는 열응력을 계산했다. Saganuma¹⁰⁾ 등은 스트레인 게이지법을 이용하여 접합체의 잔류 응력에 미치는 시편의 모양과 크기의 영향을 실험하였다. 또 XRD에 의한 응력 측정도 많이 시도되고 있다^{11,12)}. 최근에는 이러한 실험값과 이론 값의 비교 연구¹²⁾도 다양하게 이루어지고 있다. 그러나 이러한 경우에도 대부분의 연구자들은 단순한 비교에 그쳤고, 세라믹 표면에 걸리는 최대 인장 잔류 응력의 크기에 영향을 미치는 요인들에 대한 고찰에서는 피상적인 수준에 머물러 있다.

본 논문에서는 현재 널리 사용되고 있는 접합 기술 중의 하나인 브레이징법에 대하여 알아보고, Al_2O_3 세라믹을 Ag-Cu-Ti 합금을 이용하여 탄소강과 직접 브레이징법을 이용하여 접합할 경우에 생성되는 반응 생성물의 종류와 미세 조직을 X-선 회절 및 투과 전자 현미경에 의해서 관찰된 결과를 다른 연구자들의 결과와 비교 검토한다. 또 유한 요소법에 의해 계산한 열응력 분포와, XRD를 이용한 응력 측정 결과를 보고한다. 유한 요소 해석은 상업적으로 다양하게 소개되는 상용 프로그램 패키지 중의 하나인 ANSYS 4.4A를 이용하였고, 잔류 응력 측정에는 Rigaku사의 XRD 응력 측정장치를 약간 수정하여 사용했다.

2. 브레이징 접합 기술

현재까지 개발된 세라믹과 금속의 접합 방법들을 접합 공정의 차이에 따라 분류하면 기계적 결합, 고상 확산 접합, 용융 접합, 천이 액상 확산 접합, 브레이징법등이 있다. 이들 접합 방법들 중에서 앞으로 세라믹/금속 접합에서 주로 응용될 수 있는 방법은 고상확산 접합과 브레이징법이다.¹³⁾ 브레이징 법은 고온 강도가 고상 확산 접합보다는 떨어지고, 계면 취성등의 단점이 있지만, 비교적 낮은 온도와 쉬운 접합공정, 양호한 치수 허용치(dimensional tolerance)등의 장점이다.

브레이징법은 보통 간접법과 직접법으로 분류된다. 간접 브레이징법은 접합시킬 세라믹 표면을 미리 금속화(metallization)시켜 상용 브레이징 합금으로 쉽게 접합할 수 있게 하는 것으로 세라믹에 금속을 피복 시키는 방법⁵⁾과 Mo-Mn법¹⁴⁾이 대표적이다. 스퍼터링(sputtering)을 이용하여 세라믹 표면에 금속층을 피복하는 방법은 여러 단계의 복잡한 공정을 거쳐야 하는 어려움이 있다. 또, Mo-Mn법은 현재 가장 널리 쓰이고 있지만 산화물의 경우에만 가능하고 탄화물, 질화물 등에는 적용이 어렵다는 문제점이 있다. 이러한 단점을 보완할 수 있는 방법이 직접 브레이징법으로써¹⁵⁾ 브레이징 합금속에 세라믹과의 반응성이 큰 활성 원소(Ti, Zr, Cr 등)를 첨가함으로써 세라믹과의 젖음성을 향상시키고 공정을 단순화시킨다. 이러한 단순한 공정만으로도 Mo-Mn법에 의한 접합 이상의 접합 강도를 얻을 수 있기 때문에 최근에 많은 관심이 모아지고 있다.

3. 접합체의 접합 강도

접합 이음부의 기계적 성질에 영향을 미치는 인자들¹⁶⁾로는 모재의 표면 상태, 삼입 금속, 접합 조건, 이음부의 형상, 반응층의 종류, 세라믹의 기계적 성질 등을 들 수 있다. 그러나 이들의 영향은 서로 독립적인 것이 아니라서 각각의 영향을 정확하게 알아보는 것은 거의 불가능하다.

Nicholas¹⁷⁾는 알루미늄/Cu-Ag-Ti 계에서 활성 원소의 함량 변화에 따른 접합체의 강도 및 파면에 대한 보고를 하였다. 접합 강도가 낮은 경우는 세라믹과 브레이징 합금의 계면 부근의 합금 영역에서 파괴가 일어나고, 접합 강도가 가장 큰 경우는 완전히 세라믹 내부에서 파괴가 일어난다고 했다. Lee⁸⁾ 등은 파괴 전단 강도 시험에서 관찰된 파괴 양상을 전단 강도와 비교 분석하였다. 이들은 20~40 MPa의 강도 값을 갖는 세라믹과 브레이징 합금의 계면에서 파괴가 일어나고, 90~100 MPa 범위의 강도 값을 보일 때는 세라믹 내부로의 concave/convex 파괴 양상을 보인다고 했다. 그리고 이러한 강도 감소에 영향을 미치는 요인으로서는 계면 반응 생성물 층의 두께라고 가정했다. Levy⁹⁾도 유한 요소법을 이용하여 열팽창 계수의 차이에 의한 세라믹쪽의 응력 집중을 분석했다. 그의 결과에 의하면 브레이징 합금의 두께가 증가할수록 세라믹 표면에 큰 인장 응력이 발생한다. 따라서 세라믹의 특성을 고려해 볼 때 금속의 열팽창 계수가 세라믹보다 작으면 가장 양호한 접합체를 얻을 수 있을 것으로 예상했다.

이상에서 살펴본 바에 의하면 접합체의 접합 강도는 계면 강도(반응층의 종류, 미세조직 등에 의해 영향을 받음)와 세라믹 부위의 응력 집중 요인에 의해서 결정됨을 알 수 있다. 따라서 접합 계면 및 잔류 응력의 분석은 접합체의 강도를 이해하는데는 없어서는 안 될 자료이다. 이러한 연구들은 최근에 매우 활발히 이루어지고 있지만, 아직 미비할 뿐만 아니라, 각 연구자들이 서로 다른 연구 결과를 보고하고 있는 실정이다.

4. 브레이징 접합체의 계면 반응층

활성 금속(여기에서는 Ag-Cu-Ti 합금으로 제한한다.) 브레이징법을 사용하여 세라믹/금속 접합체를 만드는 경우, 활성 원소인 Ti이 세라믹과 반응하며, 세라믹의 종류에 따라 Ti-산화물, 질화물, 탄화물 등이 형성되며, 이것이 세라믹과 금속을 서로 연결해 주는 매체 역할을 한다. 그러므로 이 반응층에 대한 규명과 조절이 양호한 세라믹/금속 접합체를 얻기 위한 가장 중요한 요인 중의 하나이다.

Fig. 1 는 본 실험실에서 제작한 시편의 접합 계면의 절단면의 대표적인 미세조직을 나타낸 것이다. 반응층은 두 부분으로 나뉘어져 있으며 Al₂O₃ 쪽에는 약 1.5 μ m 정도의 비교적 얇은 반응층이 연속적으로 생성되어 있으며(이하 A층이라 부름), 합금 쪽에는 두께가 약 8 μ m 정도의 반응층이 생성되어 있다.(이하 B층이라 부름) 각 층을 X-선 회절

실험을 통하여 형성상을 알아보니, A층은 실제로는 두 종류의 Ti산화물(δ -TiO, Ti₂O)로 구성되어 있고, B층은 Rostoker¹⁸⁾ 등에 의해서 보고된 Ti₄Cu₂O상의 회절무늬와 정확하게 일치하였다. 그러나 반응시간이 길어지면 A층은 Ti₂O상의 회절무늬는 사라지고 δ -TiO상의 회절 무늬만이 관찰되었다.

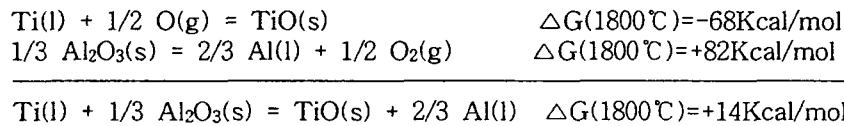
Fig. 2(a)는 B층을 측면에서 관찰한 TEM조직 사진으로서 X-선 회절에 의해 Ti₄Cu₂O상으로 동정된 상이다. 이 사진에서 알 수 있듯이, B층은 결정립 크기가 약 1000nm정도의 Ti₄Cu₂O상의 다결정으로 구성되어 있다. Fig. 2(b)는 Ti₄Cu₂O상의 단결정에서 얻은 전자선 회절 도형으로 비입 방향은 B=[001]이다. Rostoker는 이 Ti₄Cu₂O상을 fcc 결정구조를 갖는다고 보고하였다. 그러나 (b)의 회절 도형은 fcc회절 도형이 아니고, 다이아몬드 입방정의 회절 도형이다, 따라서 Ti₄Cu₂O상은 다이아몬드 입방정으로 재해석되어야 한다. 이러한 결과는 최근의 연구 보고들^{19),20)}과 잘 일치한다.

Fig. 3(a)는 1173 K에서 2400s 유지시켜 제작한 접합체의 접합 계면의 절단면의 TEM 사진이다. Al₂O₃와 Ti₄Cu₂O상 사이에 A로 표시된 영역이 존재한다. 이 영역은 X-선 회절에 의해 규명된 δ -TiO상이다. 이 δ -TiO상은 Bumps²¹⁾ 등에 의하여 그 존재가 최초로 확인되었는데, 그들은 이 상의 결정 구조가 정방정이라고 보고하였다. 그 후 Andersson은 이 상의 결정구조가 육방정이라고 보고하였다. 한편 A영역에서 얻은 전자선 회절 도형이 Fig. 3(b) 이다. 이 회절도형은 A영역의 결정구조는 육방정이며, 격자 정수가 a₀=0.419nm, c₀=0.284nm인 것을 나타내고 있다. 따라서 δ -TiO상은 결정구조가 육방정이라고 말할 수 있다.

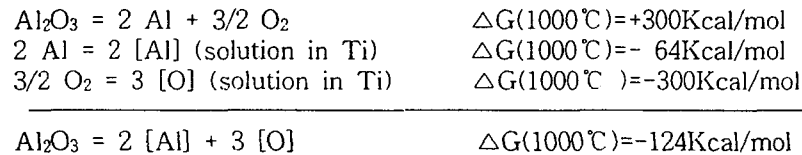
δ -TiO상은 (a)에서 알 수 있듯이, 단결정이 계면을 따라서 연속적으로 길게 늘어진 형태로 Al₂O₃쪽으로 성장해 가며, 단결정의 길이는 대략적으로 원래의 Al₂O₃의 결정립의 크기와 비슷하다. 한편 Ti₄Cu₂O상은 δ -TiO에서 브레이징합금쪽으로 결정립이 길게 늘어난 형태로 관찰되며, Fig. 3(a)의 측면 사진을 동시에 고려하면 Ti₄Cu₂O상은 원주상의 다결정이 용융상태의 브레이징 합금쪽으로 성장해 감을 알 수 있다.

5. 계면 반응층의 형성 기구와 구동력

활성 원소를 함유한 브레이징 합금으로 세라믹을 접합할 때 계면에 형성되는 반응층을 예측하기 위해서는 세라믹과 활성 원소와의 반응에 대한 열역학적인 고찰이 필요하다. 산화물인 Al₂O₃와 Ti와는 다음과 같은 반응을 생각할 수 있다.



위의 반응을 생각하는 경우, 형성자유에너지가 Al₂O₃가 TiO보다 더 낮으므로 열역학적으로 TiO는 형성될 수 없다. 그러나 Ti를 활성원소로 하는 브레이징 합금과 Al₂O₃ 계면에서 TiO가 형성된다는 보고는 매우 많이 있다. 이와 같은 모순을 해결하기 위하여 Moorhead²²⁾는 Ti에 Al과 산소가 용해된 상태(solution of oxygen in Ti)로 되는 과정을 가정하였다. 이 반응에 대한 1000°C에서의 자유에너지 변화를 살펴보면 다음과 같다.



따라서 1000°C에서 열역학적으로 Al₂O₃를 Ti가 분해할 수 있다고 하였다. 만약에 위와 같은 가정이 사실이라면 우리는 반응층에서 중성상태 (Al⁰)의 Al을 관찰할 수 있어야 한다. Fig. 4는 반응층에서의 Al 2p 피이크(peak)의 XPS 분석결과이다. 피이크의 모양의 변화를 관찰해 보면 반응층내에서 Al이 상당량 검출되고, 존재 상태는 중성 (Al⁰)임을 알 수 있다. 이는 위의 열역학적인 가정이 사실임을 뒷받침해 준다.

6. 세라믹/금속 접합체에서의 잔류 응력

세라믹/금속 사이에서의 잔류 응력에 있어서 가장 중요한 요인은 모재간의 열팽창 계수 차이이다. 일반적으로 금속은 세라믹에 비해서 열팽창 계수가 훨씬 크기 때문에 고온에서 접합된 세라믹/금속 접합체가 접합후 냉각시 금속은 세라믹에 비해 큰 수축을 하게 된다. 이와 같이 서로 다른 이종재료가 접합되어 있을때 열팽창 계수의 차이에 의한 잔류 응력은 다음과 같다.

$$\sigma_{\Delta T} = \frac{E}{1 - \nu} \cdot \Delta\alpha \cdot \Delta T$$

여기에서 ΔT 는 무응력 상태의 고온과 상온 사이의 온도차이이고, $\Delta\alpha$ 는 이종재료간의 열팽창계수의 차이이다. E와 ν 는 각각 탄성상수와 포아송비이다. 잔류응력의 발생은 세라믹/금속 접합체의 접합 강도를 낮출 뿐 아니라, 접합부에서의 파괴를 일으킨다. 또는 발생된 잔류응력이 접합시 접합체의 파괴를 일으킬 정도의 크기는 아니지만, 접합 부위에서의 느린 균열성장을 일으키기에는 충분히 크기 때문에 잔류 응력은 접합 부위에서 지연 파괴(delayed fracture)를 일으키는 요인 이기도 하다.²⁴⁾

Fig. 5(b)는 본 실험실에서 (a)와 같이 시편을 모델링(modeling)하여 유한 요소 해석에 의해 잔류 응력(σ_y)를 계산한 값을 그린 것이다. 이 결과는 Sage²²⁾ 등에 의해 계산된 결과와 일치한다. 이러한 계산값을 입증하기 위해서 실제 XRD를 이용하여 잔류 응력을 측정해 보았다. Fig. 6(a)는 유한요소법에 의한 계산결과이고 (b)는 계면에서 화살표 방향으로 분석점을 이동하면서 측정한 값이다. 이 두 값들 사이에 정성적인 경향이 잘 일치함을 볼 수 있다.

Griffith의 이론에 의하면 취성 재료는 mode I에 의해 균열이 전파된다. 따라서 균열의 성장이나 분포를 고려함에 있어서는 최대 주응력인 σ_1 의 크기와 방향을 고찰하는 것이 바람직하다. Fig. 7은 본 실험에서 계산한 σ_1 의 분포도이다. 그리고 Fig. 8은 σ_1 의 방향을 나타내고 있다. 이러한 계산 결과는 Fig. 9에서 볼 수 있듯이 세라믹 표면에서의 균열의 발생과 형상을 잘 설명해 주고 있다.

이상에서 살펴본 바와 같이 접합시편은 세라믹 표면에서 큰 잔류 응력을 나타낸다. 세라믹은 일반적으로 압축 응력에는 강하지만 인장 응력에는 약하기 때문에 접합계면 또는 자유표면에서 나타내는 인장 잔류 응력이 커지면 접합체의 강도는 현저하게 낮아지며, 접합체의 신뢰도도 낮아진다. 이러한 접합체에서의 잔류 응력을 최소화할 수 있는 방법은 다음과 같은 것들이 있다.²⁴⁾

첫째, 잔류 응력을 최소화하기 위해서는 열팽창 계수차가 최소인 세라믹/금속 쌍을 선택해야 한다. 또 금속 모재의 탄성 계수 및 항복 강도가 낮아 모재와의 열팽창 계수 차에 의해 발생하는 잔류 응력을 금속의 변형을 통해 흡수할 수 있는 모재를 사용하여야 한다. 둘째, 열팽창 계수차가 큰 세라믹과 금속간의 접합에 연성 중간재 또는 열팽창 계수가 작은 금속을 중간재로 사용함으로써, 발생하는 잔류 응력을 감소시킬 수 있으며, 접합체의 접합강도를 증가시킬 수 있다. Cu-Ni 등의 탄성 계수 및 항복강도가 낮은 연성 금속을 중간재로 사용하였을 때 접합후 냉각시 연성금속의 탄성,소성 및 Creep 변형이 일어나면서 열팽창 계수차에 의해 발생된 잔류 응력을 흡수하여 접합체의 접합강도를 증가 시킨다. Fig. 10는 본 실험실에서 유한요소 해석을 이용하여 브레이징 합금의 두께 변화에 따른 알루미늄 표면에서의 최대 인장 응력의 변화를 도시한 것이다. 이 결과는 Tanaka²⁵⁾의 연구 결과와 비슷한 경향을 보여주고 있다. 그러나 중간재로 연성 금속만의 사용으로는 Si₃N₄/금속 등과 같은 모재사이의 열팽창 계수가 큰 접합체에서 발생하는 큰 잔류 응력을 효과적으로 제거할 수 없다. 따라서 접합체에서 발생하는 잔류 응력을 효과적으로 흡수하기 위해서는 중간재로 연성 금속과 열팽창 계수가 작은 단단한 금속(hard metal)을 적층하여 사용하고 있다. 이의 대표적인 응용에는 현재 실용화된 세라믹 터보 차저 로타 조립부분품(assembly)에서, 질화 규소 로타와 금속축 사이에서의 접합체에 사용되는 Ni/W/Ni/W 다층 중간재이며, 사용된 다층 중간재의 두께는 2mm 내외인 것으로 알려져 있다. 마지막으로 접합 부위의 최적 설계를 들 수 있다. 잔류 응력의 발생은 모재 및 중간재의 적절한 선택으로 줄일 수는 있지만, 접합 부위가 커질수록 발생하는 잔류 응력은 커지기 때문에 접합 모재의 선택만으로는 이러한 열응력을 견디기에는 한계가 있다. 이러한 문제는 접합 부위의 적절한 설계에 의해서 어느 정도 극복할 수 있다고 보고하는 연구자들이 많이 있다. 잔류 응력을 최소화하는 최적

설계의 예는 금속의 변형에 의한 잔류 응력의 흡수를 위한 가장자리 봉합(edge seal) 및 금속과 세라믹의 열팽창 계수차를 이용하여, 경사형(tapping) 세라믹을 금속에 삽입시켜, 열팽창 계수가 큰 금속이 수축됨으로써 세라믹 및 접합 계면에 압축 응력을 가하는 경사형 접합(tapped joint) 등이 있다.

7. 세라믹/금속 접합의 응용 및 향후 연구 방향¹³⁾

현재 미국에서는 세라믹 엔진 제작을 위한 프로그램이 진행중에 있으며, 일본도 세라믹을 이용한 자동차 엔진 개발에 많은 노력을 기울이고 있다. 특히 일본에서는 복합 중간층(composite interlayer) 개념을 도입하여 접합체의 잔류 응력을 최소화 하는데 많은 노력이 집중되고 있다. 또 접합 강도의 향상을 위해 측정법의 표준화, 계면과학, 접합 기술의 개발등에 많은 연구가 이루어지고 있다.

새로운 소재의 개발도 주요 연구 분야로 코팅(coating)과 복합재료(composites)가 각광을 받고 있다. 그리고 세라믹/금속 접합체의 더 넓은 응용을 위하여 더 높은 가동 온도, 더 높은 접합강도, 시간과 온도에 대한 더 높은 안정성 등이 요구되는데, 이러한 요구 사항을 위해서는 새로운 브레이징 합금의 개발, 고상 접합, 표면처리 기술, 고진공 저온 접합 공정의 개발 등이 연구되어야 한다.

끝으로 현장 기술자(engineers)들과 과학자들(scientists) 사이의 자유로운 토론이 많이 이루어져 현장에서의 구체적이고 직접적인 문제들이 빨리 해결될 수 있도록 하는 것도 접합 기술의 진보에 큰 역할을 할 것이다.

참고 문헌

1. M. G. Nicholas and D. A. Mortiner, *Maer. Sci. Technol.*, 9 [1] 657-67 (1985)
2. H. Mizuhara, E. Huebel and T. Oyama, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 68[9] 1608-17 (1989)
3. M. Nakamura and S. D. Peteves, *J. Am. Ceram. Soc.*, 73[5] 1221-27 (1990)
4. C. Y. Kang, *J. KWS*, 7 [2] 12-24 (1989)
5. S. H. Kang, E. M. Dunn, J. H. Selverian, and H. J. Kim, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 68 [9] 1608-17 (1989)
6. M. G. Nicholas and R. M. Crispin, *J. Mater. Sci.*, 17 [11] 3347-60 (1982)
7. K. Suganuma, T. Okamoto, M. Koizumi, and M. Shimada, *Commun. Am. Ceram. Soc.*, 12, 334 (1985)
8. W. C. Lee and C. S. Kang, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 29 [10] 313-22 (1991)
9. A. Levy, *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 [9] 2141-47 (1991)
10. K. Suganuma, T. Okamoto, and K. Kamachi, *J. Mater. Sci.*, 22, 2702-06 (1987)
11. B. Eigenmann, B. Scholtes, and E. Macherauch, *Mat. Sci. Eng.*, A118, 1-16 (1989)
12. H. Kobayashi, Y. Aral, H. Nakamura, and T. Sato, *Mat. Sci. Eng.*, A143, 91-102 (1991)
13. S. D. Peteves, "Designing Interfaces for Technological Applications : Ceramic -Ceramic, Ceramic-Metal Jointing," ELSEVIER APPLIED SCIENCE, 1988
14. H. Mizuhara and K. Mally, *Weld. J.*, 10, 27-32 (1985)
15. H. C. Cho, Ph. D. Thesis, Dept. Mat. Sci. and Eng., KAIST, 1992
16. S. W. Park, *Bull. Kor. Ins. Mat. Mater.*, 5 [2] 154-163 (1992)
17. M.G. Nicholas, DVS66, p29, 1980.
18. W. Rostoker, *AIME Trans.*, 194 209-210 (1952).
19. M. L. Santella, J. A. Horton and J. J. Pak, *J. Am. Ceram. Soc.*, 73[6] 1785-87

- (1990).
20. F. Barbier, C. Peytour and A. Revcolevschi, J. Am. Ceram. Soc., 73[6] 1582-86 (1990).
 21. E. S. Bumps, H. D. Kessler and M. Hansen, Trans. Am. Soc. Metals, 45 1008-28 (1953).
 22. A. J. Moorhead, H. M. Henson and T. J. Henson, pp949-58 in Ceramic Microstructure '86 : Role of Interfaces. Edited by J. A. Pack and A. G. Evans, Plenum, New York, 1987
 23. T. Suga and G. Ellsner, "Metal-Ceramic Joints," MRS Int'l Mtg. on Adv. Mats., 8, 99-104, Tojyo, Japan, June 1987.
 24. S. W. Park, Bull. of the Kor. Inst. of Met & Mater., 5[2] 154-163 (1992)
 25. S. T. Tanaka : MRS Int'l Mtg. on Adv. Mats., 8, 125, Tojyo, Japan, June 1989.

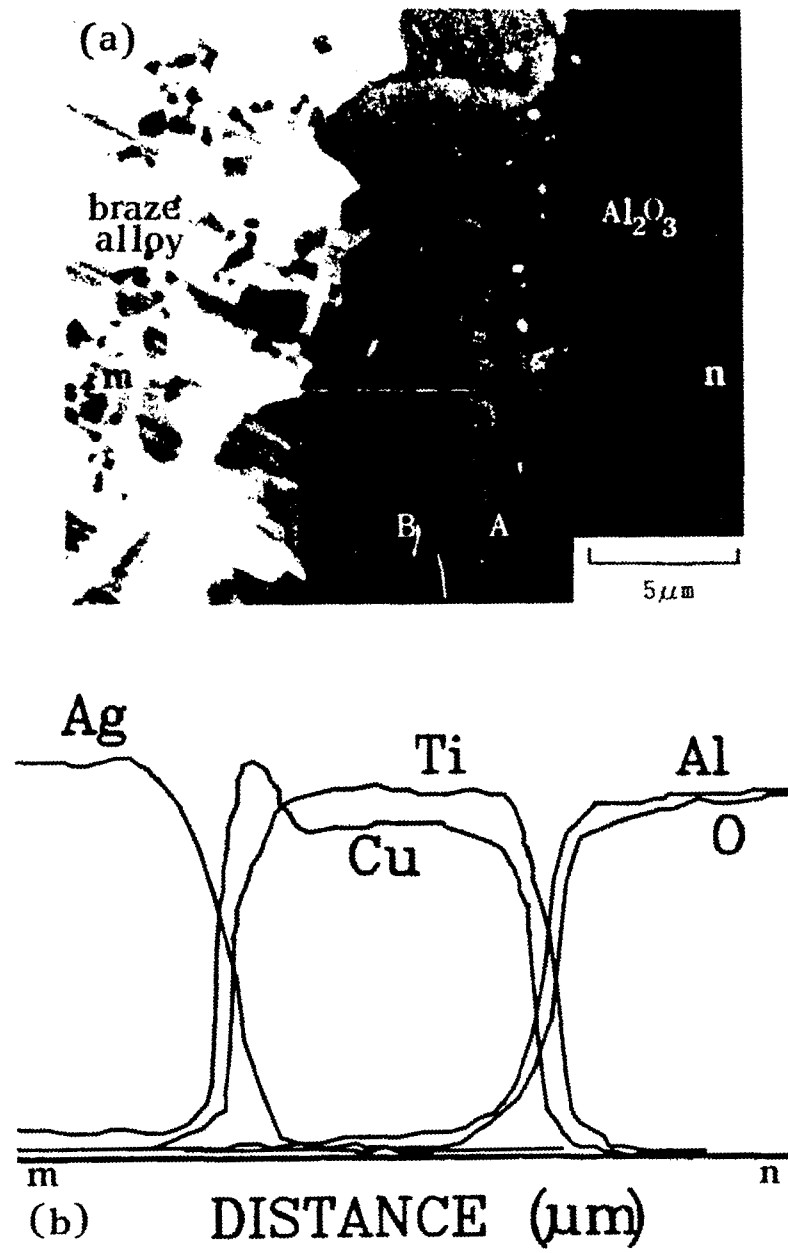


Fig. 1. Cross sectional SEM micrograph of the reaction interface formed at 1173K 2400s. (b) Microprobe line scans of composition along m-n.

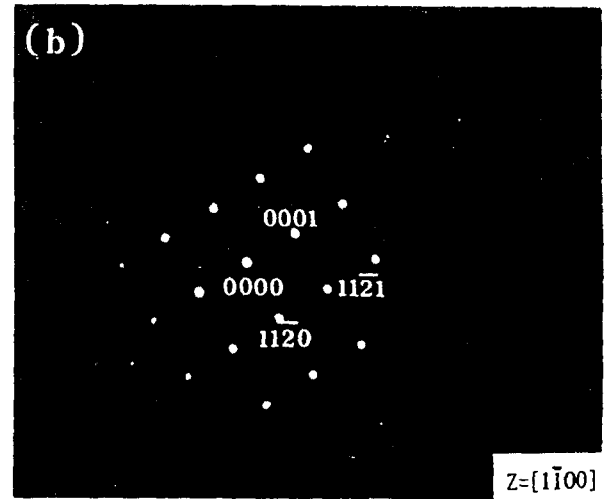
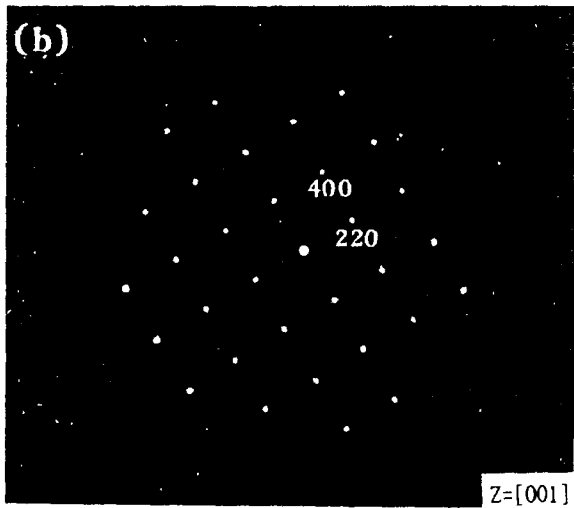
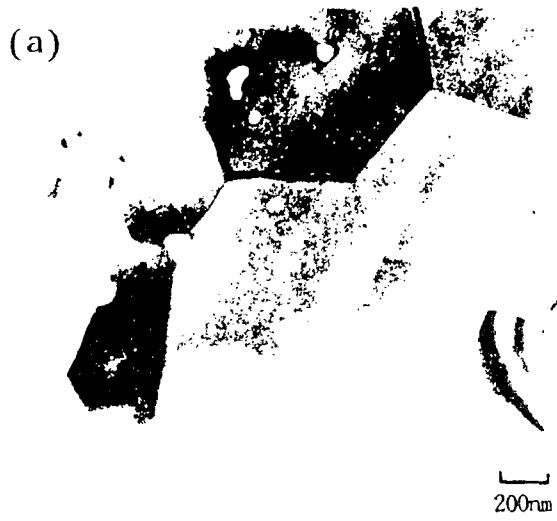
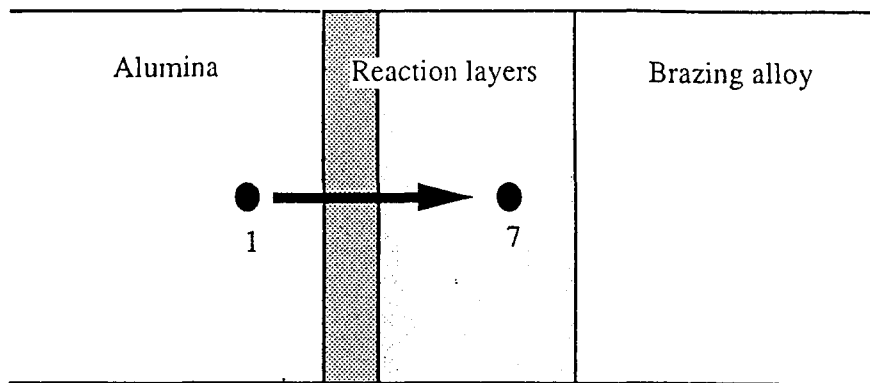
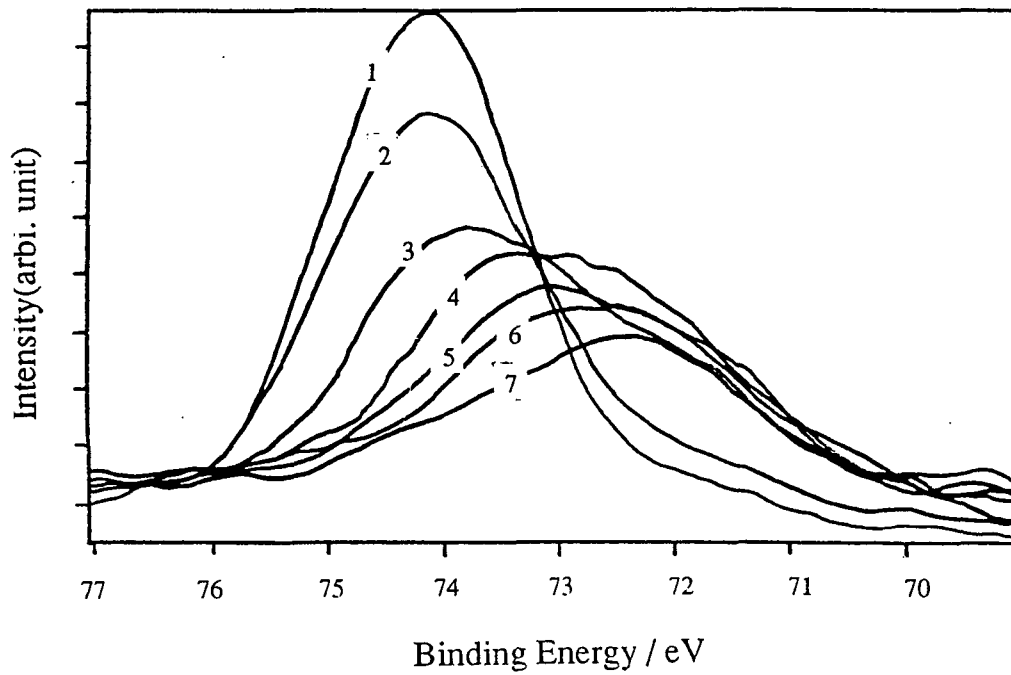


Fig. 2. (a) Bright-field TEM micrograph of the side view of layer B. (b) Electron diffraction pattern obtained from a single grain of layer A in (a).

Fig. 3. (a) Cross sectional TEM micrograph of the reaction interface formed at 1173K for 2400s. (b) Electron diffraction pattern obtained from the region A in (a).

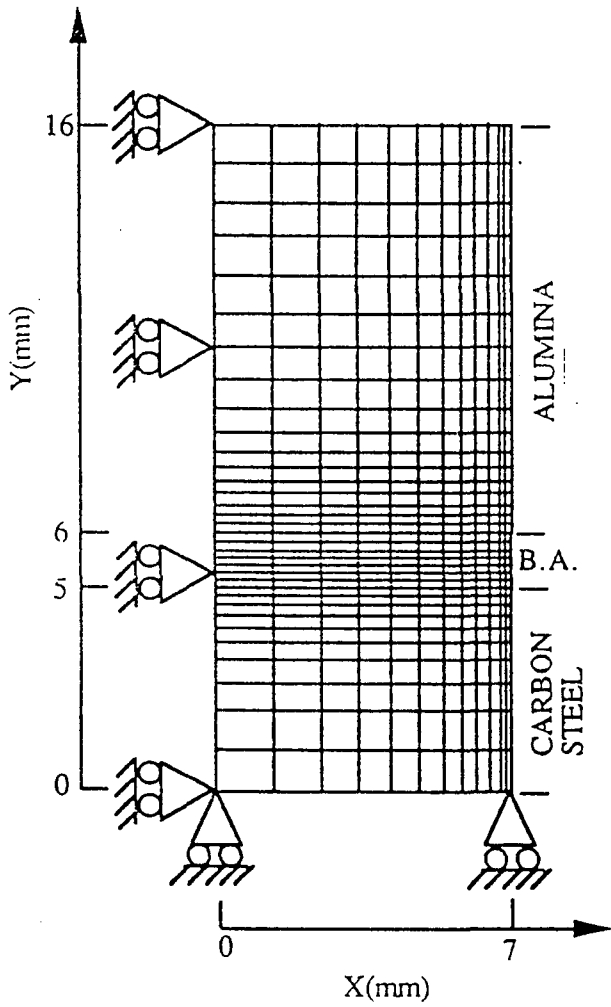


(a)

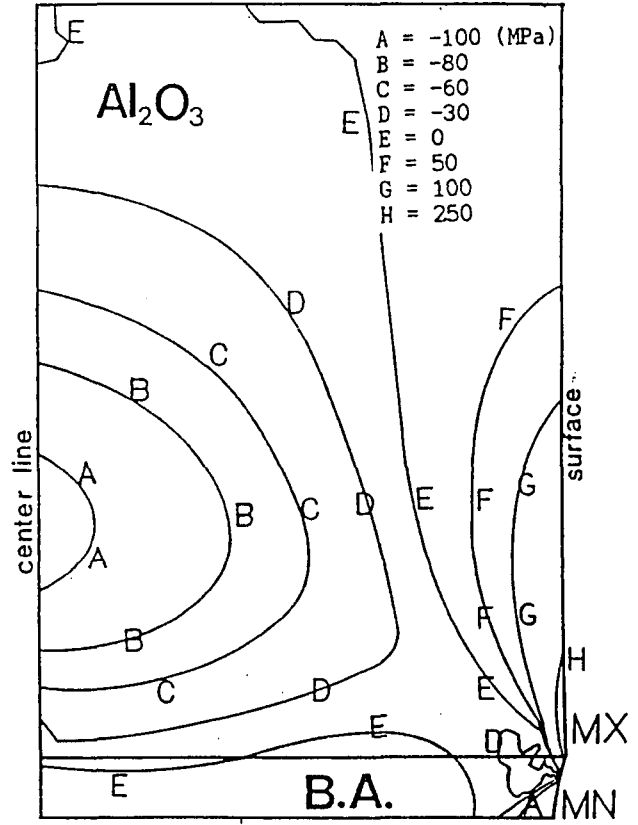


(b)

Fig. 4. Shape change of the XPS Al 2p peak(b) along the direction 1 to 7 in (a).

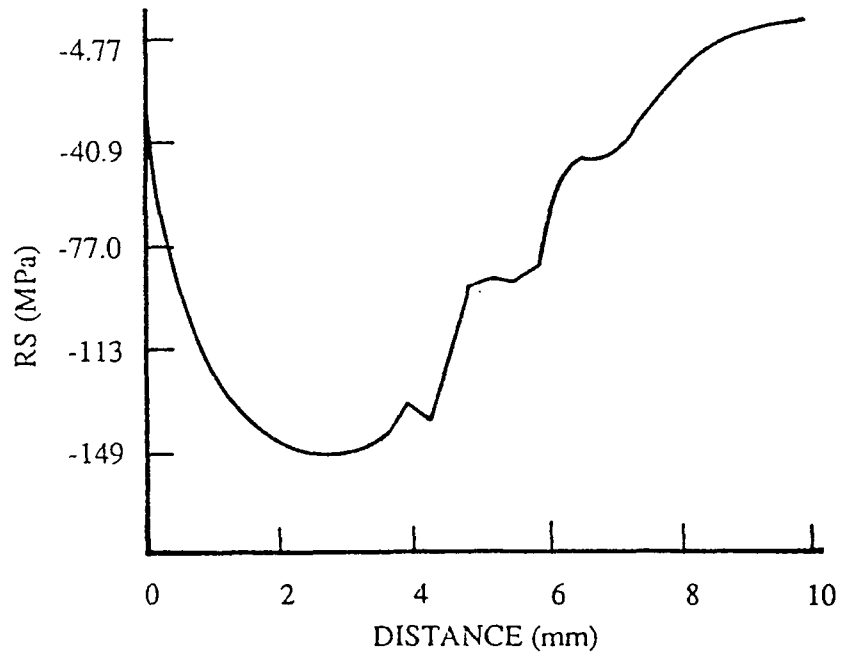


(a)

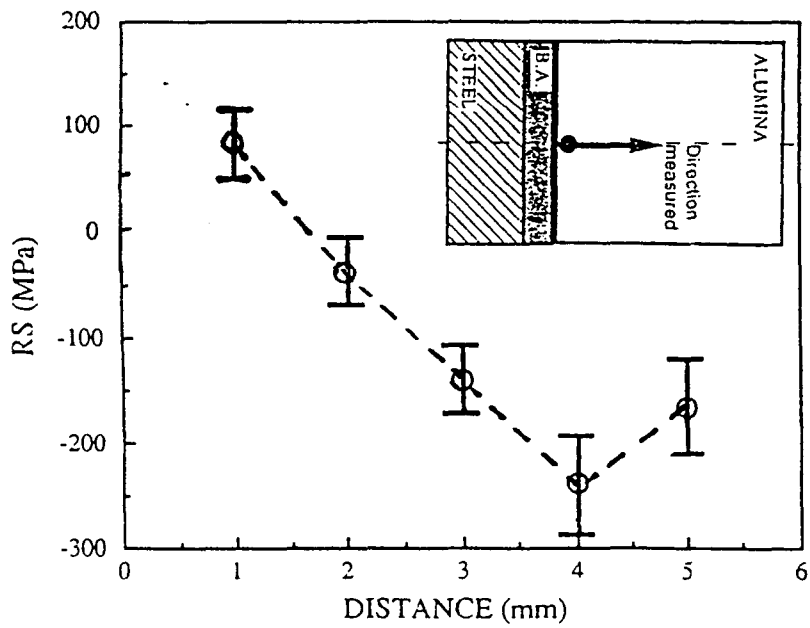


(b)

Fig. 5. (a) Configuration of specimen used in elasto-plastic FEM analysis. (b) Stress (σ_y /MPa) distribution calculated by FEM.



(a)



(b)

Fig. 6. Stresses along the center line of the specimen(B.A.:0.2mm).
 (a) calculated by FEM. (b) measured by XRD.

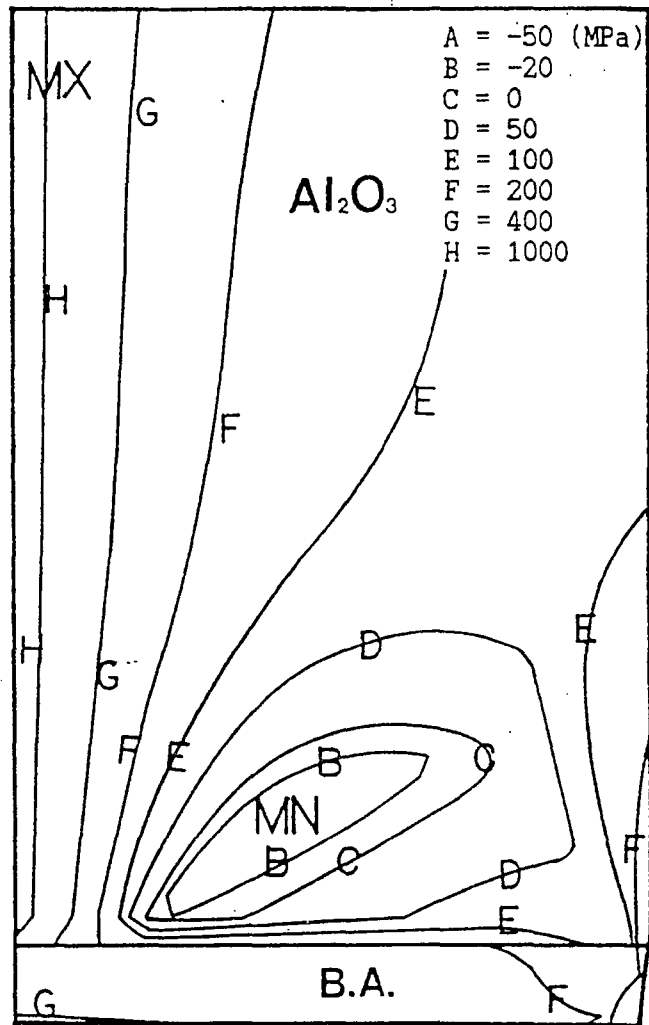
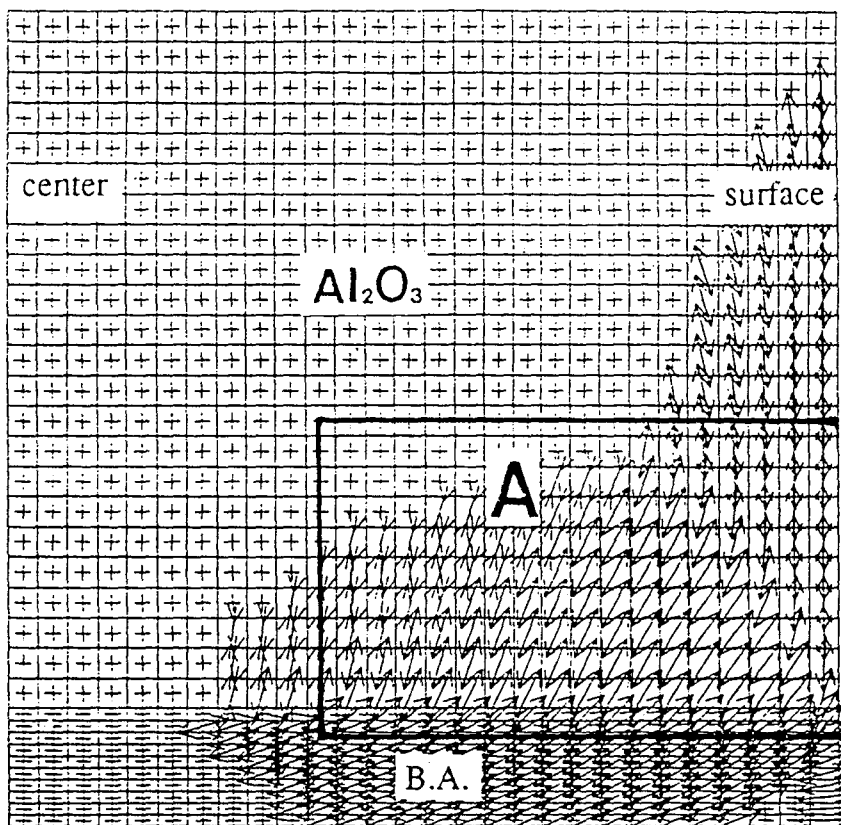
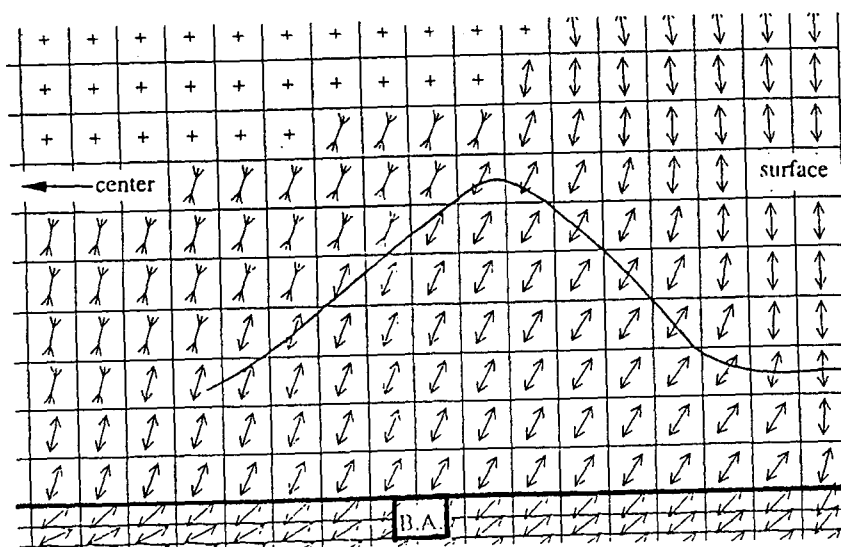


Fig. 7. Principal stress(σ_1) distribution calculated by FEM.



(a).



(b)



Fig. 9. Macro-crack observed at the alumina surface near braze interface.

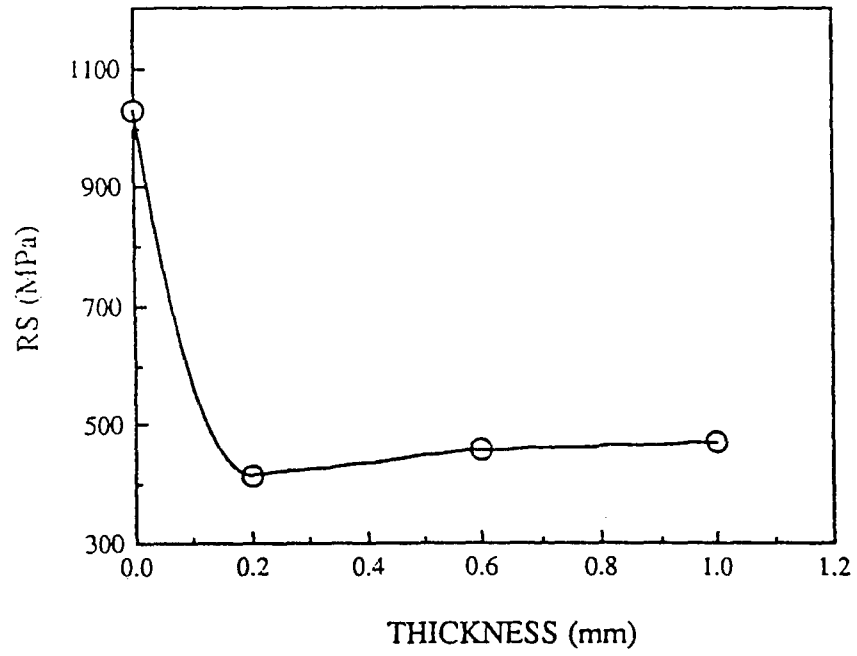


Fig. 10. Dependence of maximum tensile stress at the alumina surface near interface onbraze alloy thickness.