

研究論文

René 80/B/René 80 액상 확산접합부의 기계적 성질

—B 도포법을 이용한 액상확산접합—

정 재 필* · 강 춘 식**

Mechanical Property of Liquid Phase Diffusion Bonded Joint of René 80/B/René 80

J. P. JUNG* and C. S. KANG**

Key Words : Liquid Phase Diffusion Bonding, Boron, Rene80 Superalloy, Hardness, Tensile Strength, Flat Area, Boride, Insert Material

Abstract

René80 superalloy was liquid phase diffusion bonded by using pure boron(B) as an insert material. As a basic study for the possibility of practical application of this bonding method, hardness and high temperature tensile strength of the bonded joint and metallurgical analysis were investigated. As experimental results, hardness of the bonded joint was homogenized after bonding, and the tensile strength at 1144K was obtained to 90% of that of base metal. But there were some problems to be improved also, that means the joint was hardened after bonding due to increase of B content and elongation was much lower than that of base metal. Flat area and (Mo, Cr, W) boride, which should be harmful for bonding strength, were observed on the fractured surface of the tensile tested specimen.

1. 서 론

액상확산접합법(TLP법)의 중요한 목적중의 하나는 기계적 성질 측면에서 모재강도와 동등한 수준의 접합강도를 얻는 것이다. 기존에 보고된 TLP 접합법의 경우 최적의 접합조건에서는 접합부의 인장강도가 모재 인장강도의 85~100%를 나타내

는 것으로 보고되어 있고¹⁻³⁾, 인장강도에 영향을 미치는 변수로는 접합온도, 접합시간, 접합시 접합부에 가해지는 압력, 접합 분위기 등이 보고되어 있다²⁻⁶⁾.

기존의 TLP법은 삽입재의 용점이 접합온도 및 모재의 용점 이하로서, 삽입재의 용점 이상이면서 모재의 용점 이하의 온도에서 접합 예정부를 가열하여 용융된 삽입재를 등온응고시켜 접합하는 방법이다.^{7,8)} 삽입재의 용점이 모재 용점보다 높은 접

* 정희원, 한국기계연구원 용접연구부

** 정희원, 서울대학교 금속공학과

합계로 Ag/Cu/Ag계가 보고되어 있으나⁹⁾, 이 경우에도 접합부의 초기 액상폭이 삽입재의 두께와 같다고 보고, 삽입재와 모재의 반응에 의한 액상의 생성에 대한 내용이 언급되지 않는 등 기존의 TLP법의 접합기구와 크게 다르지 않은 것으로 보고되어 있다.

B를 삽입재로 사용하는 본 접합법은 삽입재의 용점이 접합온도 및 모재의 용점보다 높은 접합계로, 모재 및 삽입재의 용점 이하의 온도로 접합예정부를 가열하여 모재와 삽입재의 반응에 의해 액상의 생성을 유도하여 등온응고시키는 방법으로¹⁰⁻¹²⁾, 기존의 TLP법과는 다소 다른 특성을 갖는다. 즉, 접합부의 초기 액상폭이 삽입재의 두께와 같지 않으며, 삽입재와 모재의 반응에 의해 액상이 생성된다^{11, 12)}. 본 접합법은 삽입재 B의 빠른 확산 속도를 이용하여 기존의 TLP법의 접합시간을 단축하기 위한 방안으로 저자 등이 제안하였다^{10, 13, 14)}.

본 접합법의 경우 이미 보고한 바와 같이¹⁰⁻¹²⁾ 접합부의 액상 생성기구는 기존의 TLP법과 상이하나, 등온응고라는 점에서 기존의 방법과 동일한 접합결과를 얻는다. 따라서 본 접합법의 경우도 최적의 접합조건에서는 모재 인장강도 수준의 인장 접합강도를 얻을 수 있을 것으로 기대된다.

본 연구에서는 액상 확산접합법의 접합시간을 단축시킬 수 있는 것으로 밝혀진 붕소(B)^{10, 11, 13, 14)}를 삽입재로 하고, 모재로는 Ni기 주조합금으로 항공기 터빈 날개(turbine blade) 등에 사용되는 Rene 80 초내열 합금을 사용하여, 본 접합법의 실용성을 검토하기 위한 기초 연구를 수행하고자 하였다. 이를 위해 접합후의 경도분포, 접합부의 고온 인장강도 등 접합부의 기계적 성질을 조사하였으며, 인장시험 파면과 접합후 반응생성물에 대한 야금학적 분석도 행하였다.

2. 실험 방법

2.1 접합재료 및 접합조건

모재는 저자의 기존 연구^{10, 11)}와 동일한 Rene80을 사용하였고, 삽입재도 저자의 기존 연구^{10, 11)}와 동일한 입도 -325, 순도 99.6%의 B 분말을 사용하였다.

경도 측정용 접합시편은 직경 12.5 mm, 길이 5 mm의 원통형 시편 2개를 맞대기 접합한 것이고, 인

장강도 측정용 접합시편은 직경 12.5 mm, 길이 35 mm의 원통형 시편 2개를 맞대기 접합한 것이다.

시편의 접합 예정면은 0.05 μm Al₂O₃ 현탁액으로 연마한 후, B분말을 접합예정부 표면에 도포하였다.

접합시편은 저자의 기존 연구¹⁰⁾와 동일한 전기로를 사용하여 접합하였으며, 접합시 가열 및 냉각 속도는 0.1 K/s, 접합 분위기는 1.33×10⁻³ Pa의 진공으로 하였다. 접합시 삽입재의 두께는 5~20 μm로 하였으며, 접합온도는 1453K로 하였다. 접합온도를 1453K로 한 이유는, 접합 온도를 Ni-B 금속간 화합물의 용점 이상으로 하여(Ni-B 금속간 화합물 중 최고의 용점을 갖는 것은 Ni₃B로 용점은 1429K 임¹⁵⁾), 접합중 접합부 주위에서 모재중의 Ni과 삽입재 B가 반응하여 고상의 Ni-B 금속간 화합물이 생성되는 것을 방지하기 위해서이다. 인장시험 접합시 시편에 0.105 MPa 까지 압력을 가하였으며, 압력을 가하는 방법은 시편위에 추를 올려 놓는 방법을 사용하였다.

2.2 경도 및 고온 인장시험

접합된 시편은 별도의 열처리 없이 접합부의 중앙에서 접합부를 가로질러 비커스 경도를 측정하였다. 경도측정시 하중은 10kg으로 하였으며, 접합계면에 존재하는 반응생성물의 경도는 마이크로 비커스 경도기를 사용하여 하중 30g으로 측정하였다.

고온 인장시험에 사용된 시편의 형태는 Fig.1과 같이, 시편의 길이를 67 mm, 평행부의 직경을 6.0±0.01 mm로 하였으며, 접합부는 인장시험의 중앙에 오게 하였다. 인장시험시 변형속도(strain rate)는 항복강도까지는 0.002 mm/s로 하였고, 항복강도 이

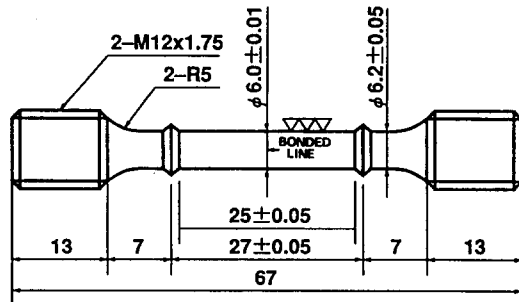


Fig. 1 Shape of tensile test specimen

후에는 0.02 mm/s로 하였다. 인장시험은 대기 분위기 이하의 1144K(1600°F)에서 행하였다. 시편의 가열 속도는 0.19K/s이었고, 시험 온도에서 시편을 1,800 초간 유지한 후 인장시험을 행하였다.

2.3 인장시편 파면의 분석

인장시편 파면의 형태분석을 위하여 광학현미경 및 주사전자현미경(SEM)을 사용하였다. 인장시편 파면의 성분 및 반응 생성물 분석을 위해서는 EPMA(Electron Probe Micro Analyzer), AES(Auger Electron Spectroscopy), SIMS(Secondary Ion Mass Spectroscopy), TEM(Transmission Electron Microscope) 등을 사용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 경도

1453K에서 21,600초간 유지하여 접합한 경우, 삽입재 B의 두께가 각각 5 μm, 7.5 μm일때 접합부 및 모재의 비커스 경도 분포를 Fig.2에 보였다. B 두께가 5 μm인 경우에는 경도값이 평균 약 420Hv 이고, B 두께가 7.5 μm인 경우는 평균 약 440Hv로

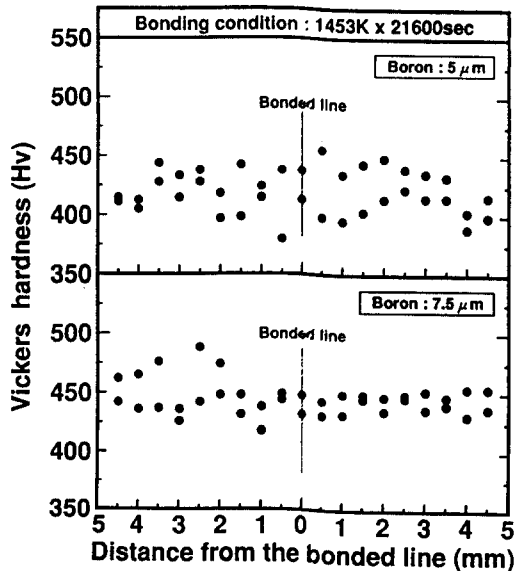


Fig. 2 Distribution of vickers hardness on the bonded line and base metal(bonded for 21,600 sec at 1453K, B : 5 μm and 7.5 μm)

나타났다.

또, B 두께가 5 μm, 7.5 μm인 경우 모두, 경도 측정 거리내에서 접합부의 경도값과 모재부 경도값들이 대체로 균일화 되었음을 알 수 있다.

접합후 모재의 경도는 접합전의 모재 경도(406-413Hv, 평균 410Hv)에 비해, B 두께 5 μm인 경우 약 10Hv가 증가되었으며, B 두께 7.5 μm인 경우에는 약 30Hv가 증가되었다. 이것은 삽입재로 B를 사용하므로써, 시편내에 B의 함량이 증가됨에 따라 접합시편이 경화되었음을 의미한다. 접합후의 경도 증가 현상은 삽입재의 박막화나 접합시 압력증가등 접합부에 B 함량을 감소시키는 방법 등을 통해 개선되어야할 점인 것으로 사료된다.

3.2 고온 인장강도

3.2.1 삽입재 두께의 영향

Fig.3는 접합시편에 압력을 가하지 않고 1453K에서 21,600초간 유지한 경우, 삽입재 두께 변화에 따른 1144K에서의 접합부 인장시험 결과를 보인 것이다. 삽입재의 두께가 5~10 μm일 경우에는, 약 250~300 MPa의 인장강도가 얻어졌으며, 항복강도 이전에 시편이 파단되었기 때문에 시편의 연신은 없었다. 삽입재의 두께가 15 μm인 경우 인장강도

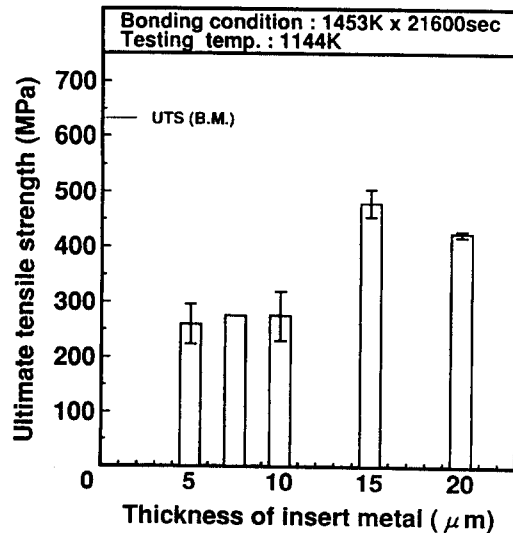


Fig. 3 Relation between thickness of insert material and tensile strength at 1144K(bonded for 21,600 sec at 1453K)

는 453, 509 MPa이었으며, 인장강도가 509 MPa일 때 항복강도는 458 MPa, 연신율은 0.7%이었다. 삽입재의 두께가 20 μm 인 경우에는 430, 419 MPa의 인장강도가 얻어졌다.

한편, 1144K 에서 모재의 인장강도는 629 MPa 이고, 항복강도는 434 MPa이며, 연신율은 14.1%이었다. Fig.3의 실험 결과에서 삽입재 두께 15 μm 의 경우가 인장특성이 비교적 양호한 것으로 나타났는데, 이 경우의 인장특성을 모재와 비교하면, 인장강도는 모재의 81%, 항복강도는 모재의 106%, 연신율은 모재의 5% 수준이었다.

3.2.2 접합시간의 영향

Fig.4는 삽입재의 두께 15 μm 이고 접합온도 1453 K이며 접합시편에 압력을 가하지 않았을 때, 접합온도에서의 유지시간 변화에 따른 1144K에서의 접합부 인장시험 결과를 나타낸 것이다.

유지시간 5,400초일 때 인장강도 268, 298 MPa가 얻어졌고, 유지시간 10,800초일 때 인장강도 230, 432 MPa가 얻어졌다. 또, 유지시간이 21,600초일 때에는 인장강도 453, 509 MPa가 얻어졌으며, 유지시간 36,000초일 때에는 191, 201, 222 MPa의 인장강도가 얻어졌다.

이 결과에서, 접합시간 21,600초까지는 유지시간

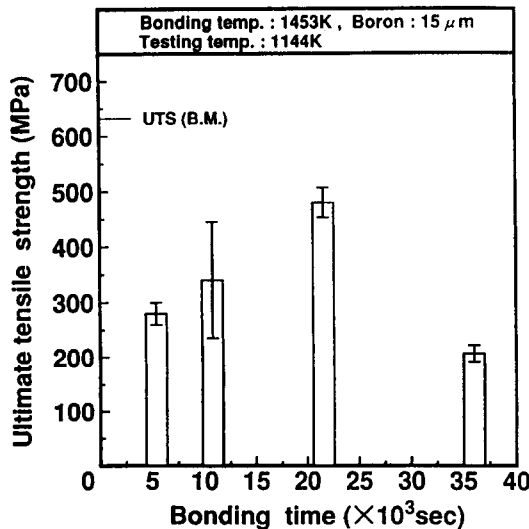


Fig. 4 Relation between holding time at bonding temperature and tensile strength at 1144K(bonding temperature ; 1453K, B ; 15 μm)

증가에 따라 인장강도가 증가되었으나, 36,000초 이후에는 오히려 인장강도가 감소되었다. 유지시간 36,000초일 때 인장강도가 감소된 원인은 본 연구에서는 밝혀지 못하였으나, 장시간 접합에 의해 시편이 열화되었을 가능성도 있는 것으로 추측된다.

3.2.3 접합부에 가하는 압력의 영향

Fig.5는 삽입재 두께를 15 μm , 접합시간 21,600초, 접합온도 1453K로 하였을 때, 접합부에 가하는 압력의 변화에 따른 1144K에서의 접합부 인장시험 결과를 보인 것이다.

접합부에 압력을 가하지 않았을 경우(단, 시편의 자중은 0.003 MPa 임)에는 인장강도 453, 509 MPa가 얻어졌다. 접합부에 0.013 MPa의 압력을 가한 경우에는 인장강도 451 MPa가 얻어졌으며, 접합부에 0.023 MPa의 압력을 가한 경우에는 인장강도 561 MPa, 항복강도 473 MPa, 연신율 0.77%가 얻어졌다. 접합부에 0.105 MPa의 압력을 가했을 경우에는, 인장강도 567 MPa, 항복강도 470 MPa, 연신율 0.73%가 얻어졌다. 이 결과에서, 접합부에 미치는 압력이 증가함에 따라 접합강도가 증가함을 알 수 있다.

접합시 접합부에 가하는 압력은 기존 TLP법의 경우 보통 0.2~30 MPa 임^{2, 5, 16~18)}을 감안할 때, 본

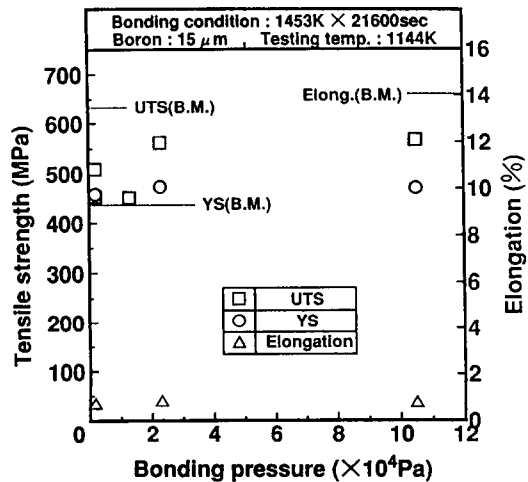


Fig. 5 Relation between bonding pressure and tensile strength at 1144K(bonded for 21,600 sec at 1453K, B ; 15 μm)

접합부의 경우도 압력을 더 증가시킬 여지는 많은 것으로 보인다. 접합부에 압력을 증가시키면, 접합부에 기공등의 결함 생성이 억제될 수 있고, 액상중에 함유된 과량의 B가 접합부 밖으로 배출될 수 있기 때문에 인장특성도 개선될 수 있을 것으로 기대된다.

접합부의 압력을 0.105 MPa로 했을 때 얻어진 인장 특성값들을 모재의 인장 특성값들과 비교해보면, 인장강도가 모재의 90%, 항복강도가 모재의 108%, 연신율은 모재의 5% 수준을 보였다. 모재의 90% 수준의 인장강도는, 모재의 85~100%로 보고된 기존의 TLP법 결과들^{1,2)}과 비교할 때 대체로 양호한 편인 것으로 사료된다.

이상의 인장시험 결과에서, 접합부의 항복강도는 모재의 항복강도와 비슷하지만 수 % 정도 높고, 연신율은 모재의 연신율보다 낮다는 것을 알 수 있다. 이와같은 원인은, Fig.2의 경도 측정 결과처럼 삽입재로 사용한 B이 모재중에 함유되면서 모재를 경화시킨 것이 한 원인이 된 것으로 판단된다.

3.3 인장시편 파면의 분석

인장시편 파면의 전형적인 예를 Photo.1에 보였다. 파면은 인장시험시 변형을 받은 흔적이 없는 평탄한 영역 A와 소성 변형을 받은 흔적이 있는 영역B로 나눌 수 있다. A영역은 변형을 받은 흔적

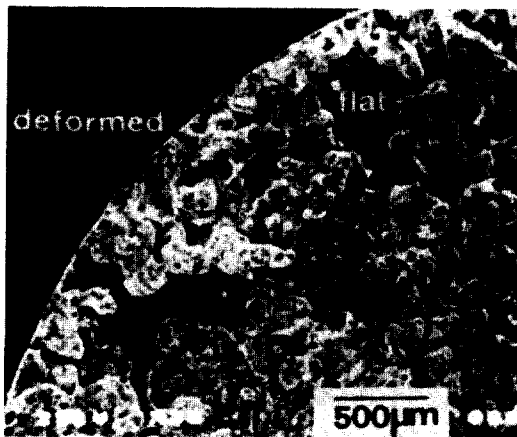


Photo. 1 Typical form of flat and deformed area on the fractured surface of tensile tested specimen

이 없으므로, 접합이 이루어지지 않았거나 접합 불량부였던 곳으로 사료된다. B영역을 확대하면 Photo.2와 같은데, 이곳에는 화살표로 표시한 것과 같이 모재에는 존재하지 않았던 반응 생성물들이 존재한다. 이와같이, 접합파면에서 변형을 받지 않은 평탄한 영역(flat area, 이하 '파면의 평탄면'으로 약칭함)과 반응생성물들이 많이 관찰된다는 것은 이들이 접합부의 파면에 악영향을 미쳤음을 의미한다. 다음에, 이들 평탄면 및 반응생성물에 대해 보다 상세히 분석하였다.

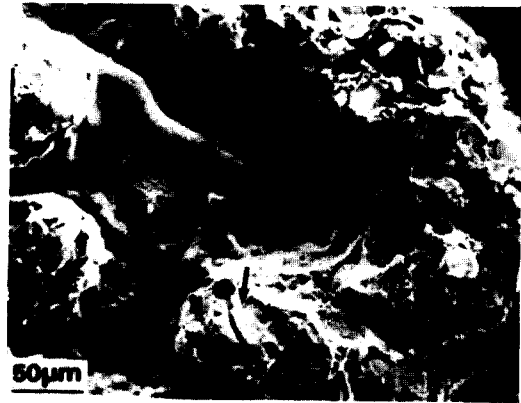


Photo. 2 Enlargement of the deformed area(→; reacted product)

3.3.1 파단면의 평탄한 영역의 분석

파면의 평탄면에 대해 조사하기 위해 우선 EPMA를 사용하여 성분분석을 행하였다. 분석결과, 40.60at.% Ti, 30.87at.% Ni, 9.89at.% Cr, 4.86at.% Co, 4.84at.% Al, 4.53at.% W, 4.41at.% Mo인 것으로 나타났다. 이 결과에서 파면의 평탄면에서의 Ti 함량은 모재중에 함유된 Ti 함량에 비해 5~6배 정도 높게 존재하는 것으로 확인되었다.

Fig.6은 파면의 평탄면에 대해 AES 분석을 한 결과이다. 분석결과, Ti, O, C이 높게 나타나고, W이 낮게 나타났다. 이것은 평탄면에 Ti 또는 W 산화물이나 탄화물이 존재함을 의미한다. 이중에서, W 또는 Ti 탄화물은 Ni 함금과 브레이징할 때에 Ni가 남재가 사용되기도 하므로¹⁰⁾, 이들 탄화물과 Ni가 함금인 모재 René80과는 접합성이 양호할 것으로 판단된다. 따라서, W 또는 Ti 탄화물이 파면의 평탄면 생성에 미치는 영향은 적을 것으로 사

료된다. 반면, 산화물은 TLP 접합부의 인장파면 평탄면 생성의 원인이 된 것으로 보고된 바 있고²⁰⁾, 접합에도 악영향을 미치는 것으로 알려져 있다.^{26, 27)} 본 분석 결과에서는 평탄면에 많이 존재하는 것으로 나타난 Ti 산화물이 평탄면 생성에 중요한 원인이 된 것으로 사료된다.

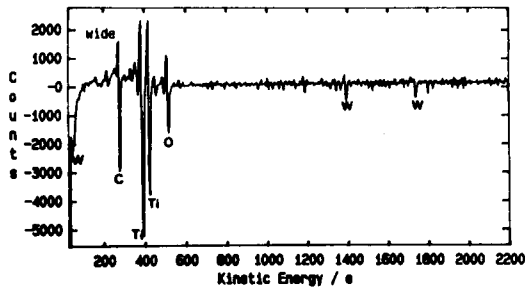


Fig. 6 Result of AES analysis of the flat area

Fig.7은 1144K에서의 접합부의 평탄면 분율과 접합중 시편에 가한 압력과의 관계를 나타낸 것이다. 단, 파면의 평탄면 분율은 '(인장시편 파면의 평탄면 면적/인장시편 파면의 면적)×100(%)'로 정의하였다. Fig.7 에서, 접합시편에 가하는 압력을 증가시켰을 때 평탄면 분율이 감소하는 것으로 나타났다. Fig.7의 결과와 압력을 증가시켰을 때 인

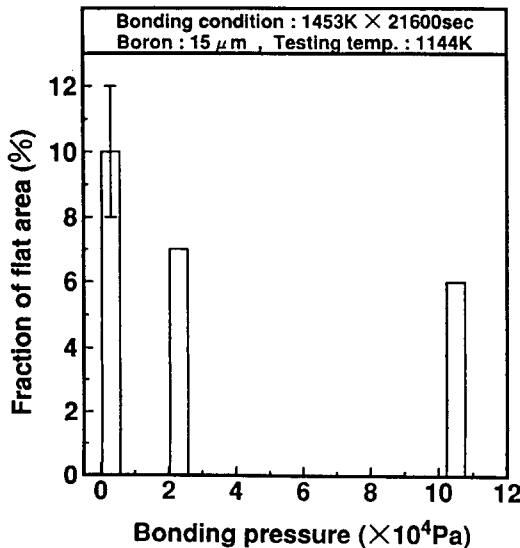


Fig. 7 Relation between bonding pressure and fraction of flat area

장강도가 증가한 결과(Fig.5)를 함께 고려하면 결국, 접합시 압력을 증가시킴에 의해 평탄면이 감소되고 이는 접합 강도 증대에 기여하는 것으로 판단된다.

3.3.2 반응 생성물의 규명

Photo.2에서, 인장시편이 소성변형을 받은 곳에는 다량의 생성물들이 존재하는 것을 보았다. 이 생성물은 대개 벽계 파면 형태를 나타내며, 생성물 내에서 균열도 관찰되고 있다. Photo.3 은 인장시편 파면의 횡단면을 보인 것인데, 파단선을 따라 생성물들이 배열된 것을 볼 수 있다. 이 생성물들은 원래 접합시편이 등은 응고된 후 접합계면에 잔류되어 있던 것인데, Photo.2 및 3에서 보듯이 파면 계면에 다량 존재하므로, 인장시편의 파면에 악영향을 미치는 것으로 사료된다.

인장시편의 파면에서 관찰된 생성물을 규명하기 위해, 우선 생성물에 대해 EPMA를 사용하여 성분 분석을 행하였다. 분석 결과, 반응생성물의 조성은 34.58at.% Mo, 33.87at.% Cr, 12.80at.% W, 8.38at.% Ni, 6.30at.% Ti, 2.55at.% Co, 1.52at.% Al인 것으로 나타났다. 특히, 생성물에서는 Mo, Cr, W 함량의 합이 81.25 at.%로 생성물 성분의 대부분을 차지하고 있음을 알 수 있다. 생성물이 B를 삼입재로 사용한 접합계면에 존재하므로 붕화물일 가능성이 크기 때문에 B의 존재를 확인하기 위해, 생성물에 대해 SIMS 분석을 행하였다. 분석 결과, 생성물에는 Mo, Cr, W과 함께 B가 집중되어 존재함을 알



Photo. 3 Reacted product (boride) observed along the fractured surface of tensile tested specimen when bonding pressure was not applied.(bonded for 21,600 sec at 1453K, B ; 15 μm)

수 있었으며, Photo.4는 생성물 중의 Cr과 B의 분포를 보인 것이다. 따라서, 인장시편 파면에 존재하는 반응 생성물들은 주로 Cr, Mo, W, B로 구성된 붕화물임이 확인되었다.

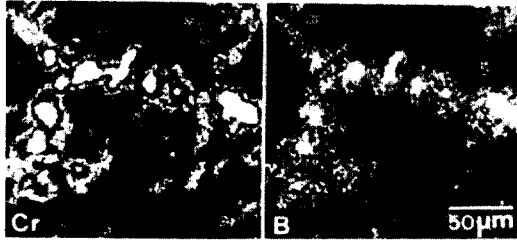


Photo. 4 B and Cr distribution on the boride which existed on the fractured surface of tensile tested specimen.(White part is higher content.)

Photo.5는 접합계면의 붕화물에 대한 TEM 분석 결과로, 붕화물은 $C/B=1.346$, $\alpha=\beta=49^\circ$ 이고, 비임 방향이 $[0111]$ 인 hcp 구조인 것으로 조사되었다. 보고되어 있는 붕화물 중에서는 MB_2 (여기서 M은 Mo, Cr, W)의 구조가 hcp로 알려져 있다²⁾. EPMA 분석에 의한 붕화물 중에는 Ni 등 소량의 불순물이 포함되어 있긴하나, MB_2 의 M은 본 실험에서 조사된 붕화물의 주성분인 Mo, Cr, W 과 대체로 일치하므로, EPMA, SIMS 등을 통해 확인한 인장 파면의(Mo, Cr, W) 붕화물은 hcp 구조의 MB_2 (M : Mo, Cr, W이 주성분)일 것으로 판단된다.

MB_2 로 판단되는 붕화물의 경도를 확인하기 위하여, 마이크로 비커스 경도를 측정하였다. 측정결과, 붕화물의 경도는 2029~2373 Hv인 것으로 나타났다. 이 값은 접합부 주위의 모재 경도 466에 비하면 약 4~5배나 높은 값으로, 붕화물이 매우 단단한 재료인 것으로 확인되었다.

접합계면에 존재하는 붕화물은 접합시 가한 압력에 의해 형상이 변화되는 것으로 나타났다. 예로써, Photo.3은 접합시 압력이 가해지지 않은 시편의 파단면 사진으로(접합조건 ; 1453K에서 21,600 초 접합, B ; 15 μ m), 접합부를 따라 붕화물이 약 70 μ m의 크기까지 피상으로 존재함을 볼 수 있다. 그러나, Photo.6. a에서 보듯이 동일한 접합조건에서 압력을 0.105 MPa 가한 경우에는 붕화물이 크기가 40 μ m 이하로 작아졌으며, 그 양도 줄어들었음을 알 수 있다. 또, Photo.6. b에서 보듯이 압력

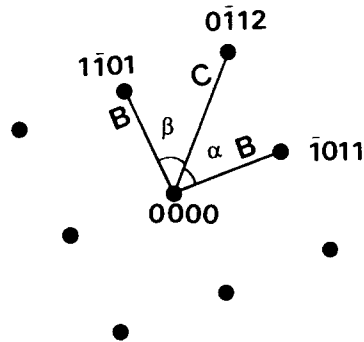
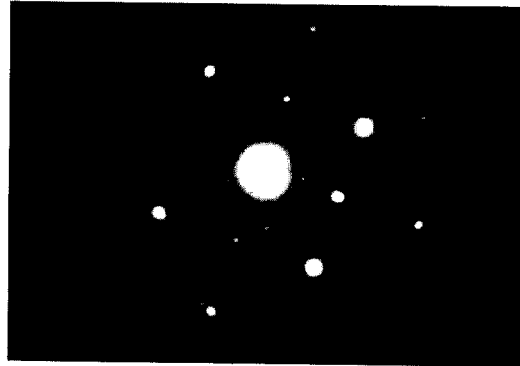


Photo. 5 Result of TEM analysis for the boride

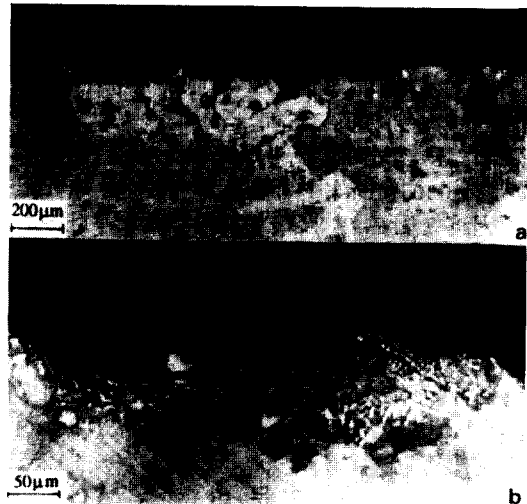


Photo. 6 Change of the boride shape when bonding pressure was applied(bonded for 21,600 sec at 1453K, B ; 15 μ m). (a)0.105 MPa pressure (b)Enlargement of (a)

을 가한 경우, 피상의 봉화물이 선상으로 변화되었음도 알 수 있다. 봉화물의 이러한 크기 및 형상 변화는 0.023 MPa의 압력을 가했을 때도 거의 동일한 경향을 보였다. 압력을 가할 때 봉화물의 형상이 변화되고 생성량이 줄어드는 것은, 접합시 압력에 의해 액상금속 중에 함유된 과량의 B가 액상금속과 함께 접합부 외부로 유출되어 이로 인해 B의 함량이 감소되는 것이 하나의 원인이 된 것으로 보인다.

4. 결 론

삽입재로 B를, 모재로 Rene80을 사용하여 액상 확산접합을 행하여 접합부의 기계적 성질을 평가한 결과 아래와 같은 결론을 얻었다.

1. 삽입재의 두께를 5 μm , 7.5 μm 로 하고 Rene80을 1453K에서 21,600초간 접합하였을 때 접합후 모재부와 접합부의 경도는 거의 균일화되었다. 삽입재 두께가 5 μm , 7.5 μm 인 경우, 접합후 모재의 비커스 경도값은 각각 평균 약 420Hv, 440Hv로 접합전에 비해 각각 약 10Hv, 30Hv가 증가하여 모재가 경화된 것으로 나타났다.
2. 삽입재 두께 15 μm , 접합부에 가한 압력을 0.105 MPa로 하여 1453K에서 21,600초간 접합한 경우, 1144K에서 접합부의 인장강도는 567 MPa로 모재 인장강도의 90%가 얻어졌다. 그러나, 항복강도는 모재의 108% 연신율은 모재의 5% 수준으로 개선의 필요성이 있는 것으로 조사되었다.
3. 접합중 접합시편에 압력을 가하지 않은 상태로 부터 0.105 MPa까지 압력을 증가시켰을 때 1144K에서의 접합부 인장강도는 509 MPa로 부터 567 MPa까지 증가되었으며, 인장시편 파면의 평탄면 비율은 감소되었다.
4. 인장시편 파면에서 관찰된 반응생성물은 MB₂ (단, M은 Mo, Cr, W이 주성분)인 봉화물로 조사되었으며, 마이크로 비커스 경도값이 2029~2373Hv인 매우 단단한 생성물인 것으로 확인되었다.

참 고 문 헌

1. 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 重田; 合金粉末を用いた液相インサート金屬擴散接合法の接合現象, 日本溶接學會論文集, No.4, 9(1991), pp.556-561

2. 舟本, 加藤, 梶原, 安田, 志田, 松田; 스팅타링그により形成された Ni-B 系合金層 による Ni 基超合金の液相擴散接合, 日本溶接學會論文集, No.3, 9(1991), pp.365-372
3. 姜晶允; Ni基超耐熱合金の液相インサート金屬擴散接合に関する研究, 大阪大學 博士學位論文, (1988)
4. 恩澤, 滿永, 鈴木, 田村, 森川; 耐熱合金 Inco713C의 TLP Bonding に関する研究, 日本溶接學會誌, No.3, 47(1978), pp.161-166
5. 舟本, 小倉, 和知, 加藤, 志田, 稻垣; CO₂レーザーで表面合金化された IN738LC の擴散接合性, 日本溶接 學會論文集, No.4, 2(1984), pp.594-599
6. 舟本, 小倉, 加藤, 志田, 大島; 스팅타蒸着による IN738LC 接合面への低融点合金層形成法の檢討, 日本溶接學會論文集, No.4, 3(1985), pp.881-886
7. D.S.Duvall, W.A.Owczarski and D.F.Paulonis: TLP bonding, a new method for joining heat resistant alloys, Weld. J., No.4, 53(1974), pp.203-214
8. G.S.Hoppin and T.F.Berry: Activated Diffusion Bonding, Weld. J., No.11, 49(1970), pp.505s-509s
9. I.Tuahpoku, M.Dollar and T.B.Massalski: A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint, Metal Trans. A, No.3, 19A(1988), pp.675-686
10. 정재필, 강춘식, 이보영; Rene80 초합금의 보론 도포법을 이용한 액화유도 확산접합법의 연구, 대한용접학회지, No.3, 9(1991), pp.26-33
11. 정재필, 강춘식; Rene80/B/Rene80계의 액상 확산 접합과정, 대한용접학회지, No.2, 13(1995), pp.132-138
12. 정재필, 강춘식; Ni/B/Ni 확산 접합부의 액상 생성기구, 대한금속학회지, (투고중)
13. 정재필, 강춘식, 이보영; STS304강의 액화유도 확산접합법 연구, 대한금속학회지, No.5, 29(1991), pp.529-531
14. J.P.Jung, B.Y.Lee and C.S.Kang; Liquid phase diffusion bonding using high diffusivity element as an insert material, U.S.Patent 5221039
15. ASM; Binary Alloy Phase Diagram, ed. by T. B.Massalski, (1986), p.370
16. 加藤, 舟本, 和知, 松坂, 志田, 小倉; IN738LC

- 接合面へのボロンパク法による低融点合金層形成法の検討, 日本溶接學會論文集, No.3, 5(1987), pp.370-373
17. 舟本, 加藤, 和知, 小倉, 志田, 松坂; ボロンパク法で表面合金化された IN738LCの擴散接合性, 日本溶接學會論文集, No.3, 5(1987), pp.373-378
 18. 中尾, 篠崎, 山口; Nb, Mo, W を含む HP 系耐熱鑄鋼の液相擴散接合, 日本溶接學會講演概要, No. 55, (1994), pp.236-237
 19. 高鹽, 平山, 山本; セラミクス接合とハイテクろう付, 産業技術サービスセンタ, (1987), p.167
 20. 中尾, 西本, 篠崎, 姜, 堀; 液相インサート金屬擴散接合継手の機械的性質の劣化要因の検討, 日本溶接學會論文集, No.1, 9(1991), pp.62-68
 21. AWS; Brazing Manual, 3rd ed., (1975), p.57
 22. Encyclopedia of Materials Science & Engineering, ed. by M.B.Bever, Vol.1, Pergamon Press, (1986), p.339