

액상소결삽입재를 이용한 천이액상접합에 관한 연구

권영순 · 석명진* · 김지순 · 김환태 · 문진수

울산대학교 첨단소재공학부

*삼척대학교 금속공학과

울산대학교 기계부품 및 소재 특성평가연구센터

Transient Liquid Phase Bonding with Liquid Phase Sintered Insert Metals

Young-Soon Kwon, Myung-Jin Suk*, Ji-Soon Kim, Hwan-Tae Kim and Jin-Soo Moon

School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan

* *Department of Metallurgical Engineering, Samchok National University*

Research Center for Machine Parts and Materials Processing, University of Ulsan Ulsan, 680-749, South Korea

(Received 7 September 2001, Accepted form 5 November 2001)

Abstract In this work, the conventional transient liquid phase(TLP) bonding was modified. An attempt was made of using a liquid phase sintered alloy, which will be a liquid phase coexisting with a solid phase at the bonding temperature, as an interlayer for bonding metals. With an aim of revealing the fundamental features of this modified TLP bonding, the kinetics concerned with the growth of solid particles and the isothermal solidification process in Fe-1.16wt%B and Fe-4.5wt%P interlayers for the bonding pure iron, as well as the morphological change of the solid particle, were investigated.

Keywords : Bonding, Transient Liquid phase Bonding, Liquid phase Sintered Insert Metal

1. 서 론

천이액상접합법(transient liquid phase bonding)은 종래의 고상확산접합법(solid state diffusion bonding)과 브레이징(brazing)의 장점을 조합시킨 접합법으로, 삽입재에 포함된 B, P, Si 등 용점저하원소의 영향에 의해 접합과정 중 일시적으로 액상이 형성된 후, 접합온도에서 유지시킴에 따라 액상이 등온응고되는 현상을 이용한 접합법이다. 접합중 액상이 형성되기 때문에 고상확산접합에 비해 쉽게 결합을 이룰 뿐만 아니라 접합전처리가 필요없고, 타 접합방법에서 발생할 수 있는 접합부의 금속간 화합물이 생성되지 않아 모재와 거의 같은 정도의 물리적, 화학적, 기계적 성질을 갖는 접합부를 얻을 수 있는 이점이 있다.¹⁾

천이액상접합법의 기본개념은 Ti합금의 접합에서

시작된 후,²⁾ Ni기 초내열합금의 접합에서 이와 같은 개념을 이용한 접합법이 개발되어 최근 항공관련 분야 선진국들을 중심으로 기초연구와 응용연구가 활발히 진행되어 왔으며, 제트엔진의 터빈벤(turbine vane) 등의 제조에 응용되고 있다.³⁾ 국내에서도 1990년대 이후 Ni기 초내열합금의 천이액상접합에 관한 다양한 연구들이 수행되고 있다.

반면 Ti과 Ni기 초내열합금이 아닌, 철강재료를 포함한 여타 재료의 천이액상접합법에 대한 연구는 많지 않으며, 현재 사용되고 있는 삽입금속은 시판하는 Ni기비정질합금인 Ni-B, Ni-Cr-B, Ni-P계가 주류를 이루고 있어 모재의 조성이 삽입금속의 조성과 다를 경우 모재에 필적하는 접합부를 얻기 위해서는 고온에서 장시간의 등온응고, 균질화 열처리가 필요하다는 보고가 있다. 이러한 고온에서의 장시간 열처리하는 모재의 열화라는 문제점이 있어, 최근에는 단시간내

에 접합이 가능한 삼입재 개발이 주요 연구과제로 대두되고 있다.^{4,6)}

언급한 바와 같이 일반적인 천이액상접합법에서의 삼입금속은 접합온도에서 완전한 액상으로 존재하게 된다. 하지만 만일 접합온도에서 완전한 액상이 아닌 일정분율 고상이 공존하는 형태의 삼입금속을 사용한다면, 첨가된 고상이 모재와 같은 등온응고현상을 보일 뿐만 아니라, 접합계면에 존재하는 액상을 최소화할 수 있어, 등온응고과정에서 소요되는 시간을 단축시킬 수 있을 것이다. 실제로 최근의 연구결과에 의하면 삼입층내에 고상입자가 공존할 경우 등온응고과정과 더불어 균질화처리 시간 또한 단축된다는 보고가 있다.⁷⁾

이러한 사실을 근거로 본 연구에서는 순수 Fe계 모재(피접합재)를 대상으로, 접합온도에서 액상과 고상이 공존하는 Fe-B 및 Fe-P계 액상소결삼입재를 사용하여 접합을 시도하였으며, 이때의 등온응고과정의 Kinetics와 삼입층내의 고상입자의 거동에 대하여 조사하였다.

2. 실험방법

모재로는 열간가공된 순철(99.98%)을 사용하였으며, 삼입재로 사용될 액상소결체 제조를 위해 평균입도가 44 μm인 carbonyl 철분(99.9%)과 44 μm 이하의 ferro-boron(Fe : bal., B : 18.4wt%)분말 및 Fe₂P (99.5%)분말을 접합온도에서 약 70%의 고상 부피분율을 갖도록 Fe-1.16wt%B, Fe-4.5wt%P의 조성으로

각각 혼합하여 사용하였다.

분말의 혼합은 각 조성에 맞도록 원료분말을 측량한 후 테프론병에 넣고, 혼합분말에 대하여 0.7wt%의 Zn 스테아린산을 첨가하여 12시간 동안 ball milling 하였다. 균일한 혼합을 위해 스테인레스 스틸 ball을 사용하였으며 분말의 중량에 대해 1/5이 되도록 하였다.

이렇게 준비된 분말을 직경이 9 mm인 성형몰드에 주입한 후 2 ton/cm²의 압력으로 60 sec 동안 가압하여 성형하였다.

액상소결삼입재 제조를 위한 소결은 수평관상로를 사용하여 H₂ 가스 분위기에서 진행되었으며 먼저 350°C에서 1800 s 동안 유지하여 Zn 스테아린산을 burn-out 시킨 후, Fe-B계의 경우는 1250°C, Fe-P계의 경우는 1200°C까지 20°C/min의 속도로 승온시킨 다음, 소결온도에서 3600 sec 동안 유지하고 노냉시켜 소결을 완료하였다. 그림 1은 액상소결된 삼입금속의 미세조직을 보여주고 있으며, Fe-1.16wt%B 및 Fe-4.5wt%P 소결체는 각각 62%와 67%의 고상 부피분율을 가지고 있다.

또한 고상입자의 거동 규명을 위한 비교실험을 위해, Fe-B계와 Fe-P계 각각의 접합온도에서 등온응고가 시작되는 조성 즉, 상태도 상의 평형조성인 Fe-3.17wt%B, Fe-7.75wt%P bulk를 앞에서 언급한 소결삼입재를 제조한 원료 분말과 동일한 분말을 사용하여 제조하였다. 이때 준비된 분말을 용해용 도가니에 주입하고 Fe-B, Fe-P 각 계에 대하여 소결삼입재 제조와 동일한 방법, 동일한 온도에서 용해시킨 다음,

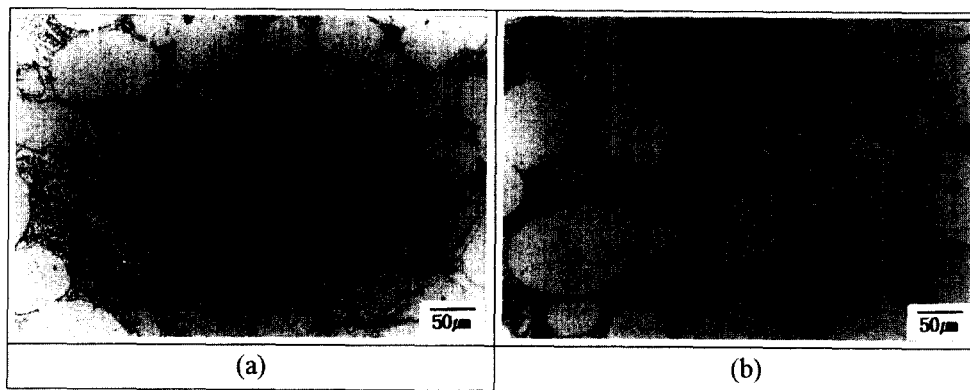


Fig. 1. Microstructure of the liquid phase sintered alloys which are used for interlayer material (sintering time: 3600 s). (a) Fe-1.16wt%B sintered at 1250°C, (b) Fe-4.5wt%P sintered at 1200°C.

성분원소의 균일화를 위해 고주파유도로에서 2회 재 용해시킨 후 필요한 두께로 절단하여 사용하였다.

접합을 위해 모재는 가로, 세로, 높이가 각각 $10 \times 10 \times 5$ mm인 직육면체 모양으로 절단한 후 시편의 양 면이 수평이 되도록 SiC 연마지로 연마하였으며, 액상소결삽입재는 $500 \mu\text{m}$ 의 두께로 절단한 다음 모재와 동일한 방법으로 연마하여 사용하였다.

고상입자의 거동규명을 위한 비교실험에서는 소결 온도에서 평형액상으로 존재하는 Fe-3.17wt%B 및 Fe-7.75wt%P bulk를 $500 \mu\text{m}$ 의 두께로 절단하여 언급한 바와 동일한 연마과정을 걸쳐 준비하였으며, 순수 Fe분말을 알콜에 적신 후 일정 두께로 접합부에 도포하고 그 위에 준비된 bulk를 각각 삽입하여 총 $1000 \mu\text{m}$ 의 접합두께를 유지하면서 접합하였다.

전처리가 끝난 모재와 삽입재는 고주파유도접합로의 가압봉 사이에 장착을 하였다. 접합계면의 두께를 일정하게 유지하고 액상의 유출을 방지하기 위하여 액상소결삽입재를 이용한 접합의 경우는 모재와 반응이 거의 없는 $500 \mu\text{m}$ 두께의 Pt spacer를 사용하였으며, 액상 bulk와 순수 Fe 고상입자를 삽입재로 사용한 접합의 경우는 $1000 \mu\text{m}$ 두께의 Al_2O_3 spacer를 함께 장착하였다. 접합은 약 4×10^{-3} Pa의 진공분위기에서 행해졌으며, 삽입재의 제조온도(소결 온도)와 동일한 온도까지 $420^\circ\text{C}/\text{min}$ 의 가열속도로

고주파유도가열 방식으로 급속 승온시키고 삽입재의 용해가 일어나는 온도에 도달하기 전에 가압력을 제거, 무가압으로 접합을 행하였다.

상기의 방법으로 접합되어진 시편의 접합계면부에 대한 미세조직 조사를 위해 각각의 시편을 접합면과 수직되게 절단하여 320-1200번 SiC연마지로 연마하고 Alumina($0.05 \mu\text{m}$)분을 이용하여 최종 경면연마 하였으며, 연마된 시편은 부식액(Nital 5%)을 이용하여 수초간 부식시켜 관찰한 후 동일한 시편을 1000°C 에서 0-240분 동안 균질화 처리하였다.

모재와 삽입재가 만나는 두 접합계면간의 거리를 $W(\mu\text{m})$ 로 했을 때 초기 접합부의 두께가 $500 \mu\text{m}$ 였으므로, 접합계면의 등온응고 이동거리는 $((500-W)/2)$ 로 측정하고, 접합계면간의 거리 W 는 전체 접합부에 걸쳐 $150 \mu\text{m}$ 간격으로 시편당 약 60회 측정하여 평균값을 얻었으며, 고상입자의 평균 크기는 Linear Intercept법⁸⁾을 사용하여 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 등온응고 과정 및 Kinetics

그림 2는 각각 Fe-1.16wt%B와 Fe-4.5wt%P 액상소결삽입재(그림 1)를 사용한 접합체의 미세조직으로서, 소결온도와 동일한 온도에서 접합을 행했을 때

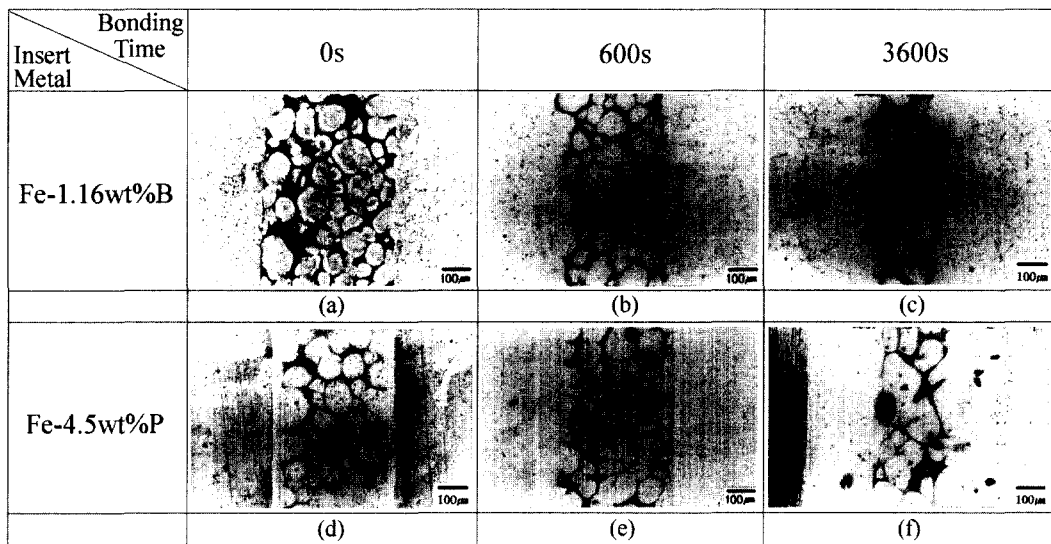


Fig. 2. Microstructure of the interlayer during TLP bonding of pure iron. The interlayer alloys and the bonding temperatures are (a, b, c) Fe-1.16wt%B, 1250°C and (d, e, f) Fe-4.5wt%P, 1200°C .

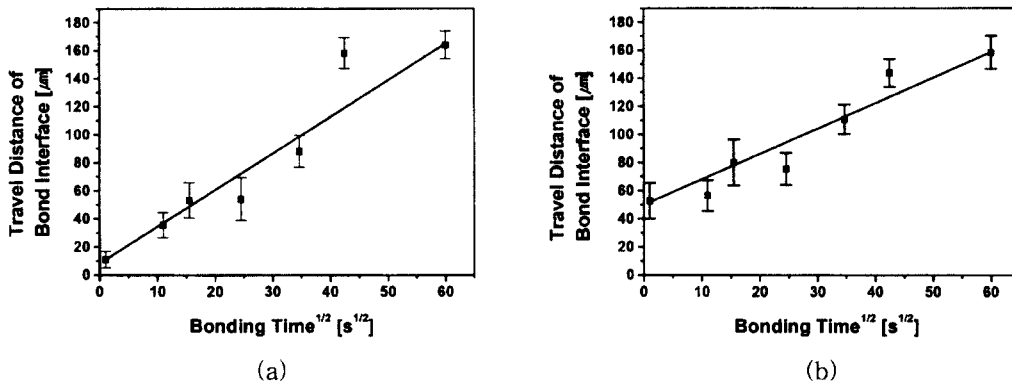


Fig. 3. Relationship between the travel distance of the bond interface and the bonding time. The interlayer alloys are (a) Fe-1.16wt%B, (b) Fe-4.5wt% P.

최초의 모재/삽입재 간의 접합계면은 접합시간의 증가에 따라 삽입층으로 등온응고되는 현상을 볼 수 있다.

기존의 천이액상접합에서는 접합온도에서 삽입금속이 용해됨에 따라 용질강화 용질원소(B, P, Si 등)에 의해 상태도 상의 평형조성에 도달할 때까지 즉, 등온응고가 일어나는 시점까지 일시적으로 모재가 용융되는 것으로 알려져 있다.

하지만 본 액상소결삽입재를 이용한 접합의 경우에는 이미 접합온도와 동일한 온도에서 액상소결이 진행됨에 따라 삽입층내에 존재하는 액상은 평형조성을 갖게 되므로 이론적으로 모재의 용융현상은 없을 것이다.

그림 3은 접합시간에 따른 접합계면의 이동거리를 도표로 나타낸 것으로 $t^{1/2}$ 의존성을 실험결과로써 보여주고 있다. 그림에서 접합시간 $t=0$ 일 경우에도 접합계면의 이동이 일어난 것은 접합중에 삽입재내에 존재하는 고상입자들이 일부 모재에 부착되어 있었기 때문으로 생각할 수 있다.

한편, 본 실험의 접합계를 단순화하여 그림 4(a)와 같이 접합계면 내에 존재하는 고상입자를 한 번의 길이가 α 인 정사각형이고 일정한 간격(β)으로 분포되어 있다고 가정하면 (A+B)의 영역중 B영역만이 확산율속에 의한 계면이동이 일어날 것이다. $(\alpha+\beta)$ 의 단위 영역이 전 접합계면에서 반복되고, 삽입층의 두께가 $500\mu\text{m}$ 이므로 그 절반인 $250\mu\text{m}$ 내에 존재하는 $(\alpha+\beta)$ 단위영역 개수를 N이라 가정할 때 N은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\frac{250}{\alpha + \beta} = N \tag{1}$$

여기서,

$$\frac{\beta}{\alpha} = V_f^{-1/3} - 1 \tag{2}$$

이때 V_f 는 고상 입자의 부피분율이다. 위의 식 (1)와 (2)로부터 N은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\frac{250V_f^{-1/3}}{\alpha} = N \tag{3}$$

그림 4(a)의 A영역에서 접합계면 이동은 그림 4(b)와 같을 것이다. 따라서 식 (3)으로부터 X와 $t^{1/2}$ 의 기울기 m_A 는 아래와 같이 쓸 수 있다.

$$m_A = \frac{q}{p} = \frac{\alpha + \frac{kt_f^{1/2}}{N}}{t_f^{1/2}} = \frac{250V_f^{1/3}}{t_f^{1/2}} + k \tag{4}$$

여기서 k는 접합계면에 고상입자가 존재하지 않을 경우 즉, 순수한 확산율속 등온응고시의 기울기이며, t_f 는 등온응고과 완료되어 액상이 완전히 소멸될 때까지 소요되는 시간이다. 반면 그림 4(a)의 B영역에서의 접합계면 이동은 확산율속이므로 이때의 기울기 m_B 는 k와 같다. 따라서 평균 기울기는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

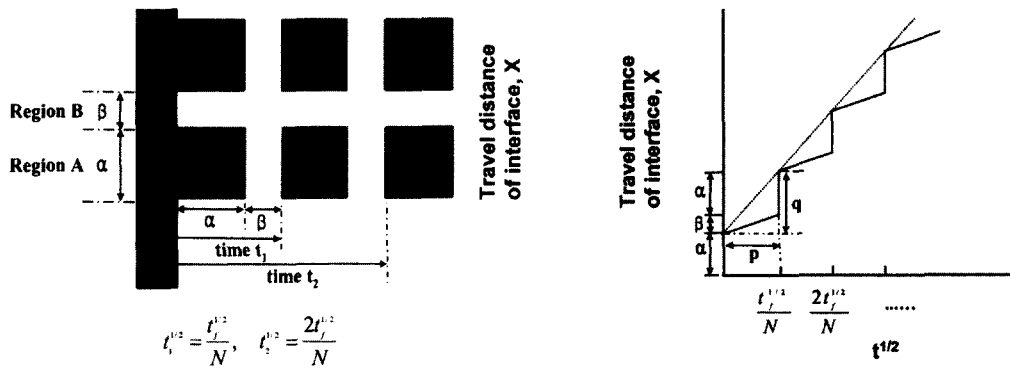


Fig. 4. (a) Schematic illustration of solid particles regularly arrayed in such a way that the cubic unit (α + β) is repeated throughout the interlayer. (b) Stepwise movement of the bond interface along the region A of (a)

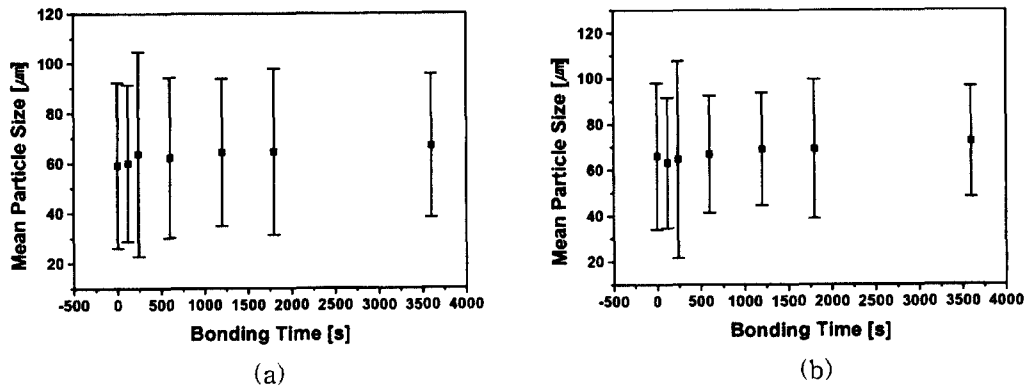


Fig. 5. Relationship between mean size of the solid particles in the interlayer and bonding time. The interlayer alloys are (a) Fe-1.16wt%B, (b) Fe-4.5wt% P.

$$m = \Phi_A m_A + \Phi_B m_B \quad (5)$$

여기서 Φ_A 와 Φ_B 는 각각 A영역과 B영역의 부피분율이다.

이식을 다시 표현하면,

$$\Phi_A = \frac{\alpha^2(\alpha + \beta)}{(\alpha + \beta)^3} = V_f^{2/3} \quad \Phi_B = 1 - V_f^{2/3} \quad (6)$$

(4)에서 (6)까지의 식에서 m은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$m = \frac{250V}{t_f^{1/2}} + k \quad (7)$$

즉, 액상과 고상이 공존하는 삼입재를 사용한 접합

에서의 등온응고 현상은 용점저하원소(B, P)의 확산 속도와 삼입재내에 존재하는 고상의 부피분율(volume fraction)에 의해 율속된다.

3.2. 액상기지내 고상입자의 거동

그림 5는 삼입층내에 존재하는 고상입자의 평균 크기와 접합시간의 상관관계를 보여주고 있다. 삼입층내 고상입자의 평균크기는 3600 s 까지 장시간의 접합시간에도 불구하고 고상입자의 등온응고를 통한 성장거동을 관찰할 수 없었으며, 입자크기분포가 있었음에도 불구하고 일반적인 액상소결에서 발생하는 Ostwald Ripening⁹⁾ 현상 또한 일어나지 않은 것으로 보인다.

이 경우, 고상입자 성장이 관찰되지 않은 것은 액

상소결삽입재 제조과정에서 이미 고상입자들이 상태도상의 평형조성에 도달하였기 때문에, 다시 말해서, 용질원자(B, P)가 고상입자 내로 확산됨에 따라 나타나는 현상인 등온응고의 구동력이 없기 때문인 것으로 생각된다. 또한 Ostwald Ripening 현상이 나타나지 않은 것은 삽입층이 모재에 대하여 용질원소(B, P)의 공급원 역할을 하기 때문에, 확산의 주 flux는 삽입금속의 액상으로부터 모재 방향으로의 용질원소 이동이 될 것이며, 따라서 고상입자의 성장과 소멸을 위한 용해와 재석출 확산구동력 보다 용질원소가 모재로 확산하는 구동력이 현저히 높기 때문으로 생각된다.

하지만, 액상기지내의 고상입자가 평형조성이 아닌 모재와 동일한 조건일 경우에는 등온응고에 의한 성장거동을 보일 것이며, 일정시간 후 평형조성에 도달하면 액상소결된 삽입재와 동일하게 입자성장 속도는 줄어들게 될 것이다.

그림 6은 상기의 결과를 검증하기 위한 실험으로, 각각의 접합온도에서 상태도상의 평형조성, 즉 천이

액상접합시 등온응고가 시작되는 조성의 액상인 Fe-3.2wt%B 및 Fe-7.8wt%P bulk와 순수 Fe 고상입자를 함께 삽입재로 사용하여 접합하였을 경우의 미세조직을 보여주고 있으며, 그림 7은 이때의 고상입자 크기의 변화를 나타낸 것으로 매우 빠른 성장거동을 확인할 수 있다. 이때의 액상은 평형조성이므로 접합 완료시점, 즉, 액상이 소멸될 때까지 조성변화는 없을 것이며, 고상입자들은 평형조성에 도달하여 성장의 구동력이 소멸되는 시점까지 지속적으로 성장거동을 보이고, 이후 액상소결삽입재 내의 고상입자와 동일한 거동을 보이는 것으로 생각된다.

3.3. 균질화처리 및 접합부 특성

그림 8(a)는 Fe-1.16wt%B 액상소결삽입재를 이용하여 7200 s 동안 접합한 시편의 미세조직과 Fe, B 원소에 대한 선분석 결과로서, 이미 등온응고는 완료되었으나, 접합계면이 뚜렷이 관찰되었으며, 이 접합계면부에 잔류하는 B가 검출되었다. 반면 그림 8(b)는 그림 8(a)에서 보여진 시편을 5400 s 동안 1000°C

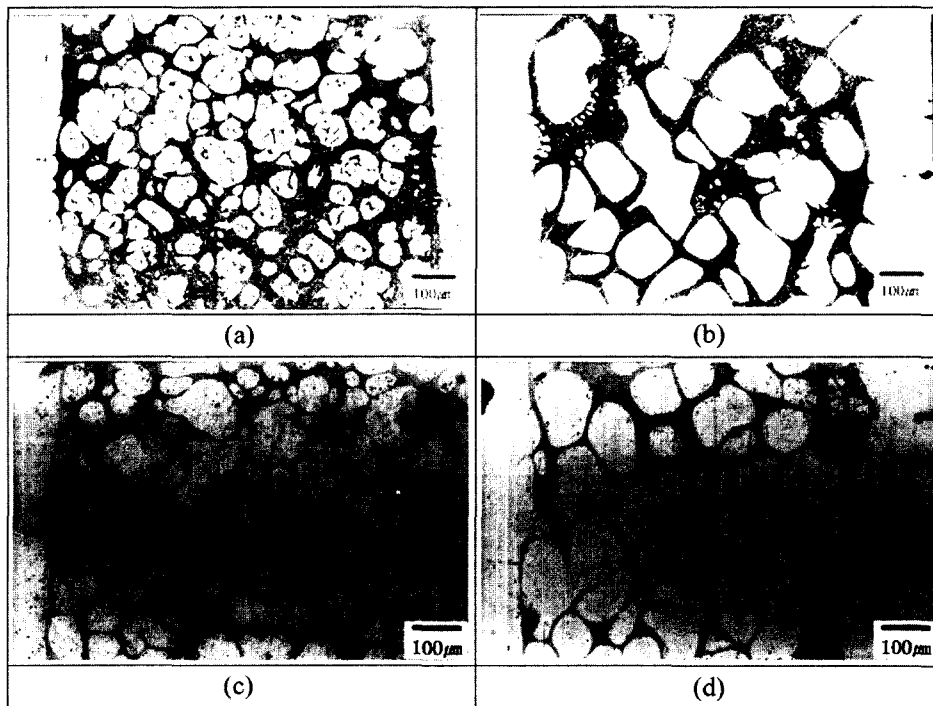


Fig. 6. Growth of the solid particles in the interlayer where pure iron particles are allowed to coexist with the liquids of equilibrium composition, which are (a, b) Fe-3.2wt%B at 1250°C and (c, d) Fe-7.8wt%P at 1200°C, (a, c) 600s, (b, d) 3600s.

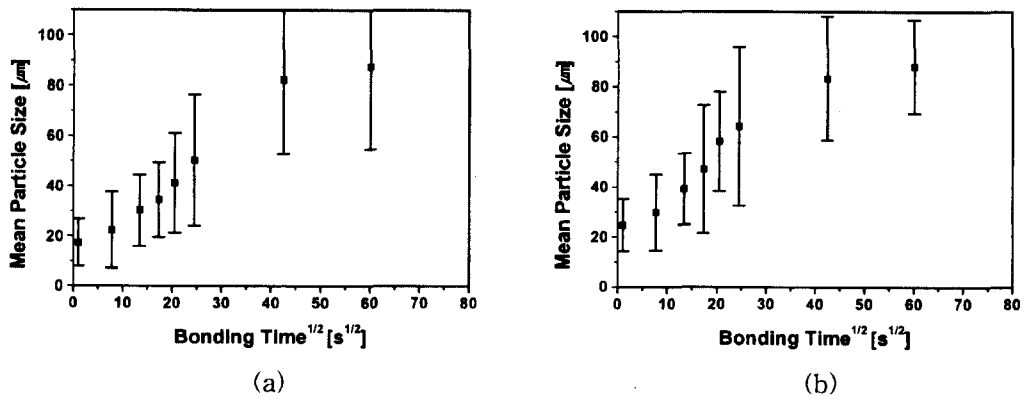


Fig. 7. Mean particle size vs bonding time corresponding to Fig. 6. The liquid compositions are (a) Fe-3.2wt%B and (b) Fe-7.8wt%P.

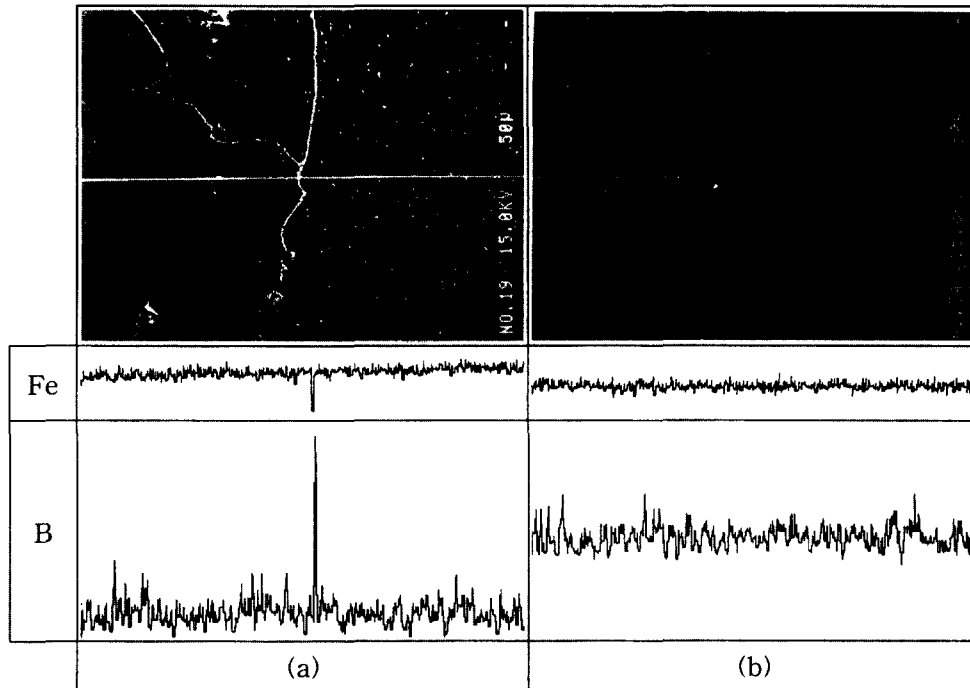


Fig. 8. Microstructure and line profiles of elements in bonded interlayer after homogenizing treatment. (a) bonded at 1250°C for 7200 s and then, (b) heat-treated at 1000°C for 5400 s, insert metal is Fe-1.16wt%B.

에서 균질화 처리한 시편의 미세조직과 선분석 결과로서 (a)에서 관찰되었던 접합계면은 볼 수 없었으며, 선분석 결과에서 알 수 있듯이 성분원소의 균질화도 완료되었음을 확인할 수 있다.

그림 9(a)는 Fe-4.5wt%P 액상소결삽입재를 이용하

여 10800 s 동안 접합하여 등온응고가 완료된 시편의 미세조직과 선분석 결과로서, 접합계면은 관찰되지 않았으며, 접합부의 미세조직이 모재의 미세조직과 거의 동일하였으나, 성분분석 결과 여전히 접합부를 중심으로 모재부까지 넓은 범위에 걸쳐 다량의 P가

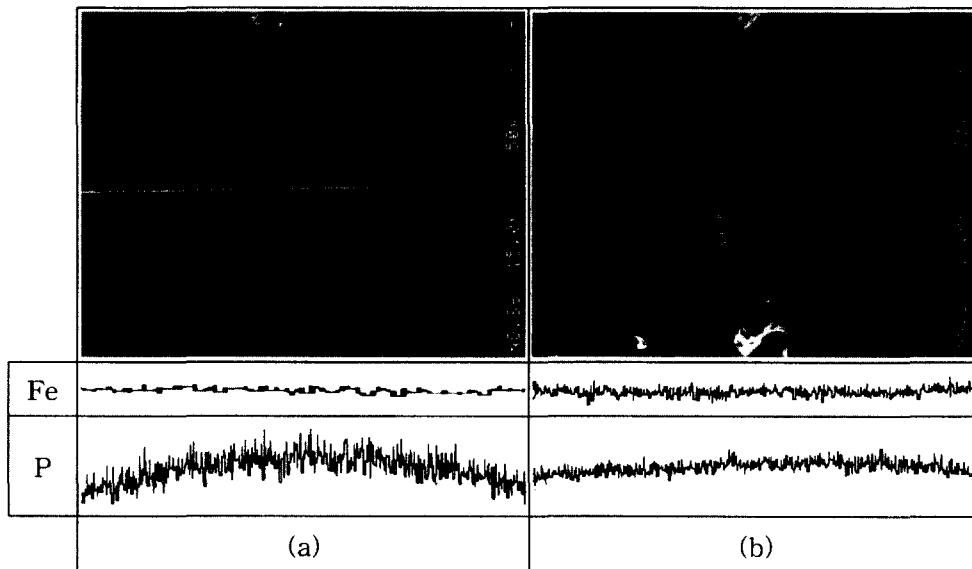


Fig. 9. Microstructure and line profiles of elements in bonded interlayer after homogenizing treatment. (a) bonded at 1200°C for 10800 s and then, (b) heat-treated at 1000°C for 1440 s, insert metal is Fe-1.16wt%B.

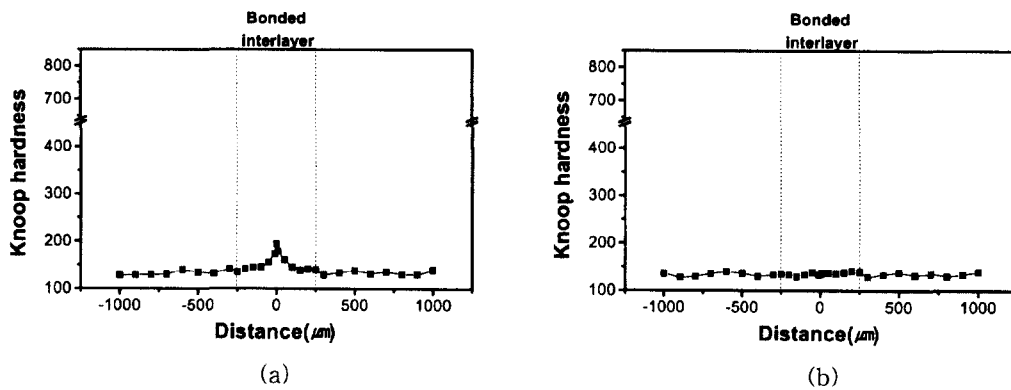


Fig. 10. Hardness distribution in bonded interlayer of Fig. 8.

검출되어 장시간의 등온응고과정이 필요함을 알 수 있다.

그림 9(b)는 (a)에서 보여진 시편을 14400 s 동안 1000°C에서 균질화처리한 시편의 미세조직과 선분석 결과로서 미세조직 면에서 모재와 동일한 접합부를 보여주며, 선분석 결과에서 알 수 있듯이 성분원소의 균질화도 완료되었다. Fe-4.5wt%P 액상소결삽입재를 이용하였을 경우에는 Fe-1.16wt%B를 사용할 경우보다 균질화 완료 또한 장시간이 소요됨을 알 수 있다.

한편, 언급한 바와 같이 Ni기나 Fe기의 천이액상 접합에 있어서 균질화처리까지 수~수십 시간 동안 고온에서 유지해야 하는 문제는 모재의 열화와 생산성 저하초래의 요인으로 작용하였다. 이들 대부분의 보고가 수십 μm 두께의 삽입재를 사용하였으며, 접합압력을 인가한 경우이므로 본 연구 결과와 단순비교는 할 수 없으나, 본 연구에서 사용한 삽입재의 두께가 500 μm인 점과 접합압력을 가하지 않았다는 점을 고려한다면, 상기의 실험 결과로부터 액상기내

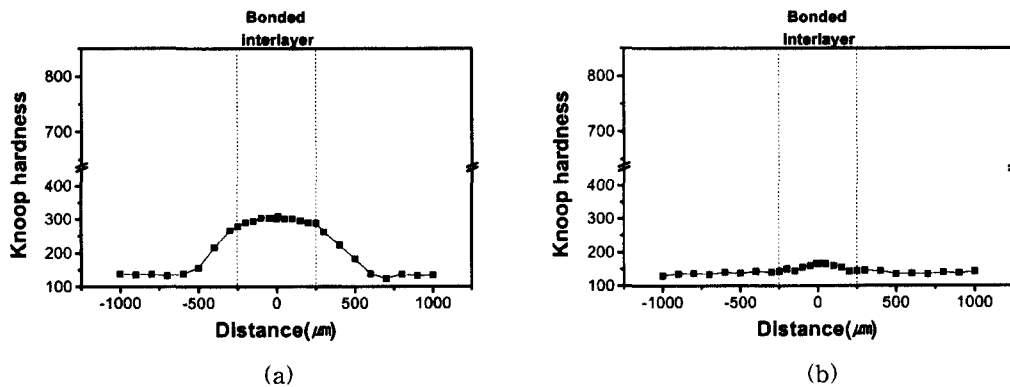


Fig. 11. Hardness distribution in bonded interlayer of Fig. 9.

에 고상입자가 공존하는 삽입재를 사용할 경우, 촉진된 접합 과정을 유도할 수 있음을 알 수 있다.

또한 그림 10과 그림 11은 각각 그림 8과 그림 9에서 나타난 등온응고완료 및 균질화처리 후 시편의 접합계면에서의 미세경도를 나타낸 것으로 균질화처리 후에는 모재부와 접합부가 거의 동일한 경도값을 나타내어 미세조직 뿐만 아니라 물리적 특성 또한 모재부에 필적하는 특성을 얻을 수 있음을 보여준다.

4. 결 론

액상소결삽입재를 이용한 순수 Fe 모재의 천이액상접합 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 삽입층 내에 고상과 액상이 공존하는 접합계의 경우 등온응고 현상은 용점저하원소(B, P)의 확산속도와 삽입재내에 존재하는 고상의 부피분율(volume fraction)에 의해 율속된다.

2) Fe-1.16wt%B와 Fe-4.5wt%P 액상소결삽입재를 사용할 경우 접합시간이 증가하더라도, 소결 삽입재 내 고상입자의 크기 증가는 확인할 수 없었다. 이는 액상기지내에 존재하는 고상입자들은 소결온도에서 유지하는 동안 조성면에서 이미 평형에 도달함에 따라, 액상기지내 용질 원자(B, P)의 고상입자에 대한 확산 구동력이, 모재인 순철(pure iron)로의 확산구동력에 비해 현저히 낮으므로 입자크기의 변화가 없는 것으로 생각된다. 또한 액상기지내에 존재하는 용질 원자(B, P)들의 모재로의 확산이 주 확산 flux가 될 것이며, 이러한 현상에 의해 용해와 재석출을 통한 Ostwald Ripening 또한 관찰되지 않은 것으로 생각

된다.

3) 순수 Fe 분말과 접합온도에서 상태도 상으로 등온응고시 고상이 형성되기 시작하는 조성(Fe-3.2wt%B, Fe-7.75wt%P)의 액상이 공존하는 삽입재를 사용하여 접합한 경우, 소결 삽입재를 이용한 접합에서와 달리 고상입자의 성장거동이 확인되었으며, 이후 접합시간이 증가됨에 따라 고상입자의 성장은 저하되면서 평형에 도달하여 액상소결된 삽입재 내의 고상입자 거동과 동일한 양상을 보였다.

4) 접합부의 성분분석 및 경도분포 조사결과 Fe-B, Fe-P계 액상소결삽입재 및 고상과 액상이 공존하는 삽입재를 사용한 Fe계 접합의 경우, 기존의 접합방법과 비교할 때 단시간의 접합 및 균질화 과정을 통해, 모재와 거의 동등한 물리·화학적 성질을 갖는 접합부를 얻을 수 있었다.

감사의 글

본 논문은 1995년도 교육부 신소재분야 학술연구 조성비 지원에 의한 연구결과이며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. 강정윤, 김대업, 우인수 : 대한금속학회지, **12(6)** (1999) 667
2. J. F. Lynch : Welding Journal, **38(2)** (1959) 85
3. D. S. Duval, et al. : Welding Journal, **204** (1974) 203
4. 舟本孝雄, 小倉, 慧 : 日本鎔接學論文集, **2** (1984) 594
5. 姜晶允, 中尾嘉邦 : 日本鎔接學論文集, **7** (1989) 36

6. 姜晶允, 中尾嘉邦 : 日本鎔接學論文集, 7 (1989) 367
7. Y. Nnakao, K. Nishimoto, K. Shinizaki, C.Y. Kang and H. Shigeta : Trans. Jpn. Weld. Soc., **23(2)** (1992) 82
8. E. E. Underwood : "Quantitative Stereology"(Addison-Wesley Publ., Reading, 1970), 80
9. J. W. Martin and R. D. Doherty : "Stability of Microstructure in Metallic System", Cambridge University Press, London, 1976, 182