

## 고온용 열교환기 적용을 위한 Ni 및 Ni기 초내열합금의 TLP접합의 연구동향

강 정 윤\*†

\*부산대학교 재료공학부

### Trend on Research TLP Bonding of Ni and Ni Base Superalloy for High Temperature Heat Exchanger

Chung-Yun Kang\*†

\*Dept. of Material Science and Engineering, Pusan National University

†Corresponding author : kangcy@pusan.ac.kr

#### 1. 서 언

천이액상접합(transient liquid phase(TLP) bonding) 혹은 천이액상확산접합(transient liquid phase(TLP) diffusion bonding)은 고온 플럭스를 사용하지 않고, Ni기 초내열합금의 진공 브레이징으로부터 유래되었다. 이 접합 공정은 브레이징 공정보다 접합시간을 길게 하여 삽입금속의 성분 중에 특히 용점 저하원소<sup>1)</sup>(Ni기 삽입금속인 경우 B, P, Si)을 모재 쪽으로 확산시키고, 또한 모재에 함유된 원소(Ni기 초내열합금의 경우는 강화원소인 Cr, Al, Ti 등)를 액상 삽입금속 내로 확산시켜 용점 저하원소의 공정상을 소멸 시킨다. 따라서 확산은 삽입금속/모재 계면에서 상당한 조성적 변화를 유발한다. 즉 용점저하원소가 모재로 확산됨으로써 액상삽입금속 내의 용점저하원소의 평균조성이 감소되므로, 접합온도에서 평형상태인 액상과 고상의 농도를 유지하기 위하여, 일정한 접합온도에서 유지하는 모재 쪽으로부터 응고가 발생한다. 이러한 응고 방법은, 냉각에 의한 보통의 응고와 차이를 두기 위해서 일반적으로 '등온응고(isothermal solidification)<sup>2)</sup>'라고 부른다. 접합시간이 충분히 유지되면, 액상이 마침내 완전히 사라진다. 이런 이유 때문에 '천이액상접합' 혹은 '천이액상확산접합'이라고 불려진다. 등온응고과정 이후에 고상인 접합부의 조성을 모재와 유사하게 만들기 위하여, 균질화 처리(homogenizing treatment)가 실시된다. 따라서 등온응고 과정과 균질화처리 공정을 거치게 되면, 접합부는 모재와 화학적으로 거의 동일한 상태를 이루고<sup>3)</sup>, 계면 및 접합부에서 미세조직적 불균일성도 알아볼 수 없게 된다.

이러한 이유로, 천이액상접합부는 브레이징 접합부보다도 고온 기계적 성질이 우수하고, 모재와 유사한 성질을 얻을 수 있으므로, 고온 부품 접합에 적합한 접합법이다.

본 해설에서는 최근 항공기 및 선박의 고효율 열교환기의 조립기술로서 연구되고 있는 Ni 및 Ni기 초내열합금의 천이액상확산접합 기술 중에서 삽입금속의 종류와 선택, 접합공정 및 접합부의 미세조직에 관한 연구결과들을 중심으로 정리한 것이다.

#### 2. 삽입금속의 종류와 선택

Ni합금 및 Fe합금에 사용되는 삽입금속의 조성으로는 모재와 거의 동조성인 합금에 용점저하원소인 B, P, Si 등을 첨가한 합금이 가장 이상적이다. 기본 조성계 합금으로서 Ni에 B, P, Si 등의 용점저하원소를 함유한 것이다. 용점저하의 효과로서 B에 대하여 살펴보면, Ni에 4% 첨가하는 것에 의해 약 300°C의 용점을 저하시킬 수가 있다<sup>4)</sup>. 이와 같은 관점에서 기본적인 삽입금속의 조성인 시판되고 있는 Ni기 삽입금속(아몰퍼스 합금)을 Table 1에 나타낸다. 여기서 Cr, Mo, Co, W 등과 같은 합금원소는 삽입금속의 용점을 상승시키지만, 접합부의 부식과 산화 저항성을 향상시키고, 접합부의 고온강도를 향상시키기 위하여 첨가 된다<sup>5-6)</sup>.

삽입금속의 역할은 대단히 중요하다. 삽입금속이 구비해야만 할 조건으로서 모재와 젖음성(wettability)이 좋을 것, 모재보다 용점이 낮을 것, 접합온도에서 비교적 단시간에 등온응고할 것, 공공(void)등의 접합

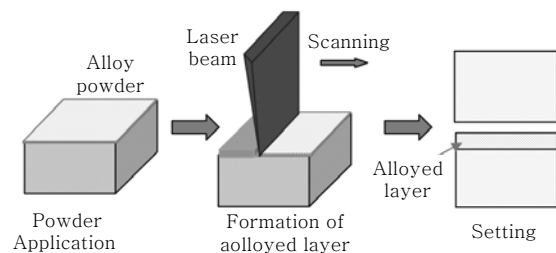
**Table 1** Amorphous insert metal of Ni base

Alloy	Chemical composition (wt.%)								Solidus (°C)	Liquidus (°C)
	Ni	Cr	Fe	Co	Si	B	P	Oth.		
MBF-10	Bal.	14.0	4.5	-	4.5	3.2	-	-	970	1040
MBF-15	Bal.	13.0	4.2	-	4.5	2.8	-	-	965	1103
MBF-17	Bal.	11.3	4.0	-	1.5	2.2	-	W 8	1010	1160
MBF-20	Bal.	7.0	3.0	-	4.5	3.2	-	-	969	1024
MBF-30	Bal.	-	-	-	4.5	3.2	-	-	984	1054
MBF-35	Bal.	5	-	-	7.3	2.16	-	-	973	986
MBF-50	Bal.	19.0	-	-	7.3	1.5	-	-	1052	1144
MBF-60	Bal.	-	-	-	-	-	11.0	-	883	921
MBF-65	Bal.	14.0	-	-	-	-	-	-	890	890
MBF-75	Bal.	10	5.5	23.0	-	3.5	10.0	Mo 7	1057	1165
MBF-80	Bal.	15.2	-	-	-	4.0	-	-	1048	1091
MBF-90	Bal.	-	-	20.0	4.0	2.7	-	-	980	1110

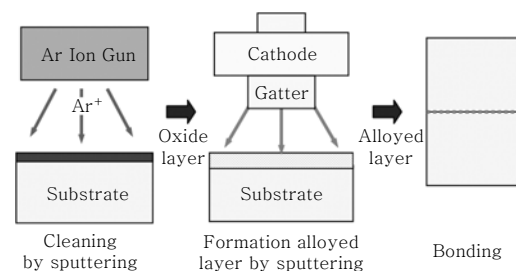
결합을 형성하지 않을 것, 유해한 금속산화합물을 형성하지 않을 것, 비교적 단시간으로 모재 성분의 균일화가 이루어질 것, 광범위의 면접합이 가능할 것 등을 들 수 있다. 따라서, 삽입금속의 합금설계로서는 앞의 조건을 종합적으로 만족할 필요가 있다<sup>4)</sup>. 어떤 삽입금속이 좋은가는 일반적으로 말할 수 없고, 모재의 조성과 요구되는 성질 다시 말해서 기계적 성질 및 내식성 등을 고려하여 선택해야 할 것이다.

Ni기 혹은 Fe기 삽입금속은 B, P, Si 등의 원소가 함유되어, 미세조직이 보라이드, 인화합물, 실리사이드 등과 같은 금속산화합물로 이루어져 있기 때문에 박판으로 연신가공이 곤란한 경우가 많다. 이 때문에 분말상으로 하든가, 혹은 삽입금속용 합금을 액체 상태에서부터 급냉응고시켜, 아몰퍼스(amorphous)화 한 초박판으로 하여 사용한다. 아몰퍼스 삽입금속은 취급이 용이하고, 접합성도 분말상보다도 우수한 것으로 알려져 있다. 일반적으로 삽입금속의 두께는 약 0 - 100 $\mu$ m 정도의 것이 사용되고 있다<sup>6)</sup>.

삽입금속을 양쪽의 모재 사이에 끼우지 않고, 모재표면에 NiB 및 NiP 합금도금(전기도금, 무전해도금) 하는 방법도 행해지고 있다. 최근에는 Fig. 1과 같이 레이저빔으로 모재에 저융점 합금층을 형성시켜, 이것을 삽입금속으로서 이용하여 접합하는 방법이 개발되고 있다<sup>7)</sup>. 똑같은 개념으로 피접합면을 저융점화하여 결합하는 방법으로서 보론팩킹(Boron Packing)법<sup>8)</sup> 혹은 Fig. 2와 같이 스퍼터링(Sputtering) 증착에 의해 B를 합금화하는 방법<sup>9)</sup>도 시도되고 있다. 이와 같은 방법



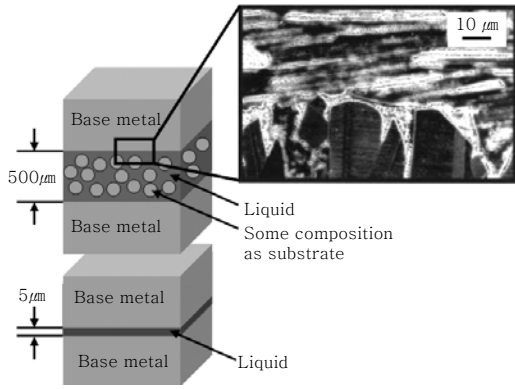
**Fig. 1** Schematic diagram of boron packing



**Fig. 2** Schematic diagram of sputtering deposition

은 접합 작업성을 향상시키고, 복잡한 면의 접합을 용이하게 하고, 공공이 감소하게 되어 신뢰성을 향상시킬 수 있는 이점이 있는 반면, 공정수가 증가하여 비용이 비싸게 되는 점이 결점으로 지적할 수 있다.

TLP공정은 등온응고와 균질화처리 공정으로 이루어져 있으므로, 필요한 접합시간은 아주 길다. 접합부의 간격(gap or clearance)과 접합시간과의 관계는 'TETIG' diagram (gap에 따른 온도 및 시간 관계<sup>10)</sup>)으로 추정할 수 있다. 이 다이어그램은 이론적인 결과가 아니라,

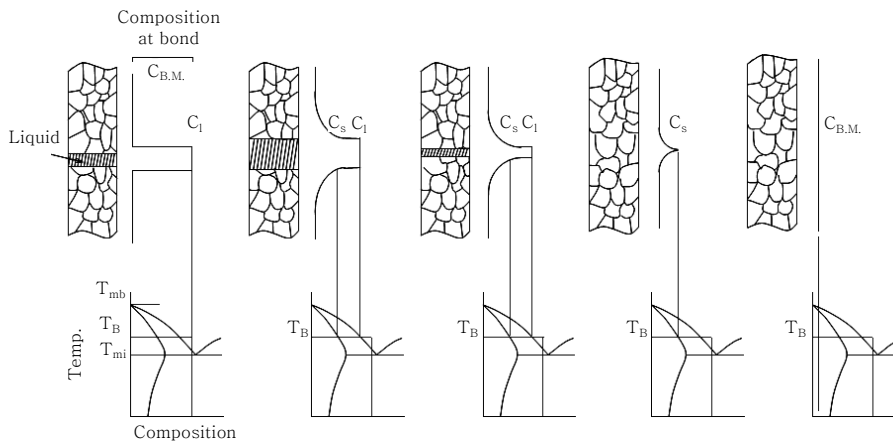


**Fig. 3** Two possible solutions to problem of limited solid solubility melting point depressants, namely use of composite interlayers (top) and thin interlayers (bottom)

경험에 근거하여 얻어진 결과이다. 특히 부품 중에 넓은 접합부 간격을 요구하는 경우, 일반 삽입금속을 사용하면, 접합시간이 너무 길어져, 모재의 성질이 열화될 가능성이 높다. 이런 경우에는 일반 삽입금속과 모재 성분과 유사한 물질을 하이브리드한 형태로 사용한다<sup>11-22)</sup>. 이러한 예를 Fig. 3에서 나타낸다. 혼합물질은 주로 모재분말을 사용하는 경우가 많다. 접합온도로 가열되면 삽입금속은 용융되고, 합금분말 사이에 스며들게 되면서 분말 사이를 채우게 된다. 이 경우 액상삽입금속은 양쪽 모재와 분말들과 동시에 용융반응을 일으키고, 확산 표면적이 증가하여 용점저하원소가 빠르게 소모되므로 접합공정을 단축시킬 수 있다<sup>23)</sup>. 더불어 접합부에 모재성분인 분말이 존재하므로, 균질화시간도 단축시킬 수 있다.

### 3. TLP 접합공정의 4단계

천이액상접합의 기본 개념은 1959년 J.B Lynch<sup>24)</sup>



**Fig. 4** Schematic illustration of transient liquid phase bonding process

에 의해 얇은 Ni판을 삽입금속(insert metal)으로 하여 Ti합금을 접합한 것으로 부터 시작되었다. 그 후 1970년 초에 Ni가 초내열합금(Ni base superalloy)을 대상으로 이와 같은 개념을 적용한 G.S. Hoppin의 Activated Diffusion Bonding<sup>25)</sup> 혹은 D.S. Duvall의 TLP Bonding(transient liquid phase bonding)<sup>26)</sup>이라는 천이액상확산접합법이 개발되었다. 우선 본 접합법의 접합과정을 살펴보자. Fig. 4<sup>26)</sup>은 본 접합법의 접합과정을 모식적으로 표시한 것이다.

간단히 하기 위해서 모재로서는 순 금속 A 를 삽입 금속으로서는 A, B 2원계 합금을 설정하였다. 또한, 그림 중의 기호는 다음과 같이 표시된다. C<sub>i</sub>:삽입금속의 초기 B 금속의 농도, T<sub>mi</sub>:삽입금속의 고상선의 온도 즉 공정점의 온도(Eutectic Point), T<sub>mb</sub>:모재(A금속)의 용융온도(Melting Point), T<sub>b</sub>:접합온도, C<sub>s</sub>:접합온도에서 고상의 B 금속의 평형농도, C<sub>l</sub>:접합온도에서 액상의 B 금속의 평형농도

Fig. 4에서 알 수 있듯이 접합과정은 4단계, 즉 1) 삽입금속의 용융과정, 2) 삽입금속에 의한 모재의 용융과정, 3) 액상의 소멸과정, 4) 성분원소의 균일화과정으로 분류할 수 있다<sup>4)</sup>.

1) 삽입금속의 용융과정 ; A 금속과 A 금속사이에 삽입금속(A-B)을 끼워서 로(furnace)에 장입하여 접합온도T<sub>b</sub>로 가열하면, Fig. 4의 (a)과 같이 B 금속의 농도가 C<sub>i</sub>인 삽입금속만이 용융하여 접합부를 메운다.

2) 모재의 용융과정 ; 접합온도에 유지하면 용융하나 삽입금속과 모재가 반응하여 Fig. 4의 (b)에 표시한 것 같이 접합부근방의 모재가 용융하고 액상층은 더욱 확대된다. 이와 같은 반응은 액상의 B 금속의 농도가 C<sub>l</sub>로 저하할 때까지 계속되고, 이 반응이 완료한 경우 고상층의 B 금속의 농도는 C<sub>s</sub>로 된다.

한번 국부적인 평형이 달성되면 용융은 중지된다. 용

용은 모재 내에서 긴 확산구역을 필요로 하지는 않는다. 결과적으로 용융을 위한 활성화에너지는 침입형 확산의 활성화에너지와 비교할 때, 대개 매우 낮다<sup>27)</sup>.

3) 등온응고과정(isothermal solidification) : 더욱 접합온도에 유지하면, 액상 중의 B 금속이 고액계면(solid liquid interface)으로 부터 B 금속의 농도구배에 따라서 고상인 모재 측으로 확산 유출됨과 동시에, 액상의 농도는 늘  $C_L$ 로 국부적 평형을 유지할 필요가 있으므로 고액계면의 액상은 등온응고 하여 Fig. 4의 (c)과 같이 점차적으로 액상이 감소된다. 결국 충분히 유지시간이 주어지면, 액상의 B 금속의 농도가  $C_S$ 로 되면 Fig. 4의 (d)와 Fig. 4에 표시한 것처럼 등온응고가 완전히 끝난다. 등온응고는 고상(A)에서 긴 구역의 확산을 필요로 한다. 그리고 일반적으로 등온응고는 모재의 용융 단계보다 더 길어진다. 등온응고가 완료하는 데에 소요되는 시간은 A 내에서 B의 확산계수( $D_B^A$ )에 의존한다. 확산하여야 할 용질원자 B의 양은 삼입금속의 조성구배 및 A-B 상태도의 형태에 의해 결정지어진다. 따라서 등온응고 완료시간은 몇 분에서 몇 시간까지 다양하다.

4) 성분의 균일화과정; 액상이 소멸한 후, 고상상태에서 B 금속이 모재로 확산하여 모재와 접합부의 농도가 균일하게 분포한다. 접합부 중심의 B농도는 당연히 A 내의 실온의 B 용해도 아래로 감소한다. 만약 등온응고과정에서 계면 근처 모재에 2차상(석출물)들이 생기지 않는다면, 균질화 단계에서는 긴 확산 구역을 필요로 한다. 용점저하원소의 모재에서의 확산, 그리고 이 과정의 속도는 접합온도( $T_B$ )에서의  $D_B^A$  값에 의존한다. 또한 조직적으로 보아도 접합면이 소실하여 모재와 접합부가 구별할 수 없게 되어 접합이 완료하게 된다.

다원계합금의 경우는 용점저하원소 이외의 합금원소의 균일화가 이루어져야만 완전한 접합조건으로 된다<sup>3)</sup>. 이 때문에 접합온도 보다 약간 낮은 온도에서 장시간의 균질화처리를 할 필요가 있다.

#### 4. TLP 접합부의 미세조직

TLP 과정에 대한 모든 표준 모델에 따르면, 이 4가지 프로세스는 순차적으로 진행되고, 평행적으로 일어날 수 없다. 이것은 중요한 가정이라고 할 수 있는데, 그 이유는 보라이드(boride) 혹은 실리사이드(silicide)와 같은 원치 않는 제2상이 접합온도에서 생성될 수 없고, 접합 후에 관찰되는 상들은 삼입금속이 완전히 용융하기 전에 석출되거나, 냉각 도중에 석출되는 것으로 예상하기 때문이다. 이와 같은 가정의 적용성에 대한 견해는 보편적이라고 볼 수 없다. 실제 TLP 접합에 대한 몇몇 추가적인 문제들은 다음과 같은 것들이 포함된다. i) 접합온도로 도달하기 가열되는 동안 고상확산과 ii) 모재가 아주 얇은 박판인 경우, 즉 접합온도에서 아주 짧은 시간에 모재 끝까지 용점저하원소가 확산되어 반응을 일으키는 경우가 있다. 주로 허니콤(honeycomb) 구조의 열교환기 접합에서 종종 볼 수 있다.

Fig. 5<sup>4)</sup>는 Ni기 (MM 007)의 TLP 접합한 경우, 각 공정의 대표적인 미세조직을 나타낸 것이다. (a)는 삼입금속의 용융과정, (b)는 액상 삼입금속에 의한 모재의 용융과정, (c)와 (d)는 등온응고과정으로 (d)로부터 등온응고가 완료함을 알 수 있으며, (e)는 균질화 열처리 과정으로 모재와 접합부의 미세조직을 구분할 수 없을 정도로 균일화 되어 있음을 알 수 있다<sup>28)</sup>.

Fig. 6<sup>29)</sup>은 이중 Ni기 초내열합금 Inconel 718과

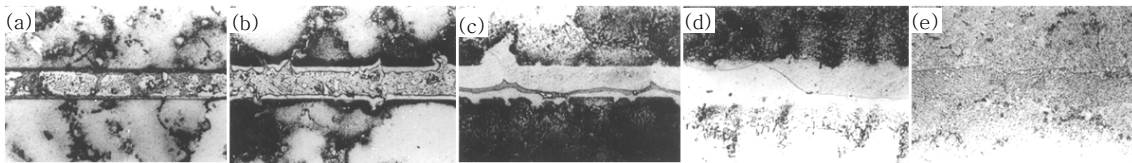


Fig. 5 Typical microstructures of MM007 bonded TLP bonding process

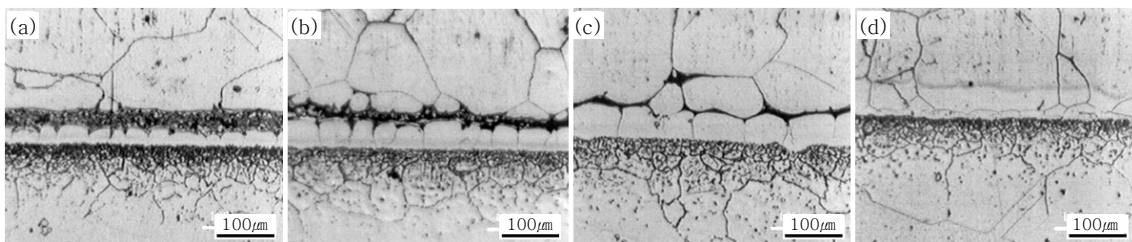
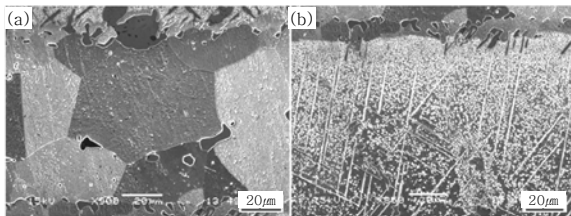
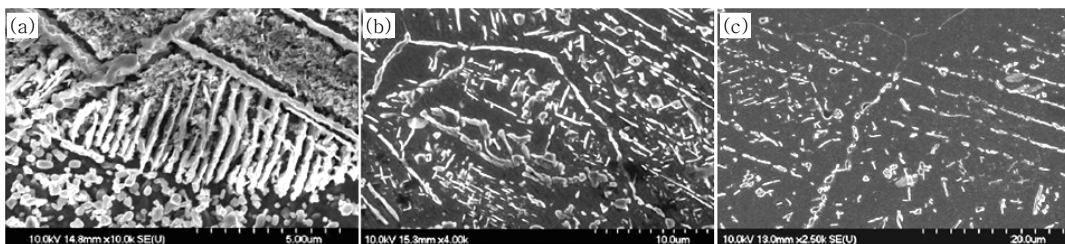


Fig. 6 Typical microstructures of brazement made with nickel-based brazing foil at 1423 K for various times: (a) 10 min, (b) 30 min, (c) 60 min, and (d) 120 min

Inconel X-750을 AMS 4777 (Ni-7Cr-3Fe-4.5Si-0.06C-3.2B)삽입금속을 이용하여 접합한 경우 접합시간 변화에 따른 접합부의 미세조직을 나타낸 것이다. 유지시간이 증가함에 따라서 접합온도에서 액상이었던 공정조직(흑색)이 점차 감소하여, 120분 유지한 경우 공정조직이 보이지 않은 것으로 보아 등온응고가 완료함을 알 수 있다. 특히 하부의 Inconel 718에서는 미세한 석출상(Cr계 보라이드)이 존재하지만, 상부의 Inconel X-750에서는 석출상이 없고, 결정립계에 따라 액상이 침입(c)한 흔적이 보이는 것으로부터 용점저하원소가 Inconel 718 쪽보다 Inconel X-750 쪽으로 확산이 촉진되어 소멸되는 것으로 여겨진다. 다음은 접합과정 중에 접합계면 근방에는 주로 삽입금속의 성분인 B와 Si이 모재로 확산 유출함에 따라 이들 원소가 Ni보다 친화성이 좋은 Cr, Mo, W과 결합하여 보라이드 혹은 실리사이드가 형성된다. Fig. 7<sup>30)</sup>은 Inconel 738을 Nicobraz 150(Ni-15Cr-3.5B)으로 1080°C에서 4시간 동안 유지한 경우 접합한 경우, 접합부와 접합계면의 조직사진이다. (a)는 접합부 조직사진으로 다각형 형태의 Ni 고용체와 약간의 잔류 액상에서 형성된 Ni 보라이드가 관찰된다. (b)는 계면부근 모재의 조직으로 침사 및 미세한 구상의 Cr계 석출물이 형성됨을 볼 수 있다. 그리고 Fig. 8<sup>31)</sup>은 Inconel 617을 BNi-3로 1065°C에서 접합한 경우, 유지시간에 따른 계면부근 모재의 미세조직을 나타낸 것이다. 초기(a)에는 침상과



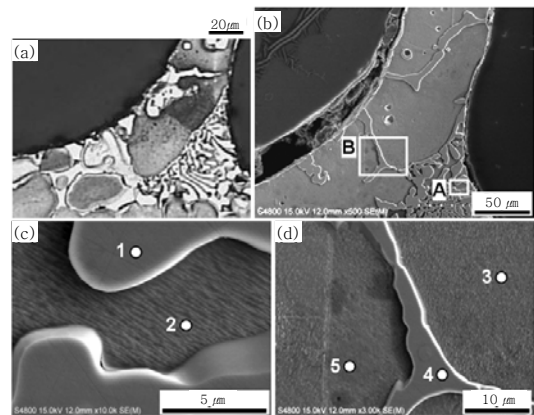
**Fig. 8** SEM secondary electron micrograph of 80 μm gap size joint prepared at 1080°C for 4 h in IN738, (b) SEM secondary electron micrograph of the specimen in (a) Showing extensive precipitation of Cr-B-rich particles in the base metal



**Fig. 7** The effect of holding time on microstructure, 25.4 μm interlayer. (a) 5 min holding time, (b) 2 h and (c) 10 h

타원형의 석출상이 형성되지만, 유지시간이 증가함((b),(c)에 따라서 석출상이 감소한다.

Fig. 9<sup>32)</sup>은 Ni기 초내열합금 Inconel-625(판재)와 순Ni인 Ni-201(핀)을 아몰퍼스 합금인 MBF-30 삽입금속으로 1050°C에서 1600s동안 유지하여 접합한 시편의 핀 부위의 광학현미경 조직(a), 저배율 SEM조직(b)이고, (c)와 (d)는 (b)에 A와 B로 표시된 영역을 확대한 SEM조직이며, Table 2는 각 상을 EPMA로 분석한 결과를 나타낸 것이다. 삽입금속인 A영역은 Ni 보라이드(1)과 Ni-Si-B 고용체(2)로 이루어져 있고, 원래 Ni-201 영역도 Ni-Si-B 고용체 (3과 5)와 Ni 보라이드(4)로 이루어져 있다. 이러한 Ni 보라이드가 핀 소재 전체를 관통한 조건은 접합온도가 높은 1090°C에서 400초 정도이다. 이것은 온도가 높을수록 B와 Si의 확산속도가 빠르고, 특히 입계확산 속도가 체확산 속도보다 빠르기 때문에 입계가 빠르게 관통되는 것을 알 수 있다. 또한 각 상들의 마이크로 비커스 경도기로 측정(25g)하여 비교한 결과, Ni-201은 약 100Hv이었고, Ni-Si-B 고용체는 약 150Hv이었으며, Ni 보라이드는 약 450Hv이었다. 이러한 용융삽입금속의 입계 관통현상은 인장강도, 연신율 및 인장인성이 급격히 저



**Fig. 9** OM (a) and SEM (b) micrograph. Microstructure (c), (d) at regions denoted as A, B in (b) respectively. [Brazing condition : 1070°C-1600s]

**Table 2** Chemical compositions at regions denoted as 1~5 in (b), (c) of Fig. 9

	Element composition (at.%)			Phases
	Ni	Si	B	
1	73.17	0.02	26.81	Ni <sub>3</sub> B
2	92.17	7.81	0.02	Proeutectic Ni
3	91.48	8.35	0.17	Proeutectic Ni
4	72.34	1.24	26.42	Ni <sub>3</sub> B
5	92.21	7.75	0.04	Proeutectic Ni

하시키는 원인된다고 보고하고 있다.

## 5. 결 언

Ni기 초내열합금 TLP접합 기술은 고효율 고온용 열교환기 조립에 중요한 접합법이다. 본 해설에서 살펴본 바와 같이 모재로 사용되는 합금의 종류와 형태(판재, 포일)와 삽입금속의 조성과 형태에 따라 접합현상이 각기 다르기 때문에, 앞으로 이에 대한 체계적인 연구가 필요하다.

## 참 고 문 헌

1. IT. B. Zorc (ed.): 'ASM handbook vol. 6, welding, brazing and soldering' ; 2000, Materials Park, OH, ASM International
2. I. Tuah-Poku, M. Dollar and T. B. Massalski ; Metall. Mater. Trans. A, **19A** (1988), 575-586.
3. C.Y. Kang, H.C. Hwang, I.B Kim, D.U. Kim and I.S. Woo ; Transient Liquid Phase Bonding of Directionally Solidified Ni Base Superalloy, GTD-111(III), **21-3** (2003), 334-340 (in Korean)
4. A. Rabinkin ; Optimization of brazing technology, structural integrity, and performance of multi-channelled, three dimensional metallic structures, in Proc. IBSC, 2000, 437-444, Albuquerque, AWS-ASM
5. C.Y. Kang ; On the transient liquid phase diffusion bonding, Journal of KWS, **7-2** (1986), 12-24 (in Korean)
6. A. Rabinkin ; Brazing with (NiCoCr)-B-Si amorphous brazing filler metals: alloys, processing, joint structure, properties, applications, Science and Technology of Welding and Joining, **9-3**(2004), 181-199
7. 舟本 ; 日本熔接學會論文集 **2-4**(1984), 594 (in Japanese)
8. 舟本 ; 日本熔接學會論文集 **5-3**(1987), 378 (in Japanese)
9. 舟本 ; 日本熔接學會論文集 **3-4**(1985), 207 (in Japanese)
10. J.F. Lynch ; Weld. J, **38-2**(1959), 85s
11. G.S. Hoppins ; Weld. J, **49-11**(1970), 505s
12. D.S. Duvall ; Weld. J, **53-4**(1974), 299s
13. R. Johnson ; Weld. J, (Res. Suppl.), 1981, 60, 185s-193s
14. W.Y. Song, C.H. Ye, C.Y. Kang ; Dissolution

Phenomenon of the Base Metal during TLP Bonding Using the Modified Base Metal Powder and Ni Base Filler Metal Powder, **25-3** (2007), 286-293 (in Korean)

15. E. Lugscheider, T. Schittny and E. Halmoy ; Weld. J. (Res. Suppl.), 1989, 68, 9s-13s
16. W.F. Gale, D.A. Butts, M. Di Ruscio and T. Zhou ; Metall. Mater. Trans. A, **33A**(2002), 3205-3214
17. W.D. Zhung and T.W. Eagar ; Weld. J. (Res. Suppl.), 1997, 76, 157s-162s
18. Y.S. Kwon, J.S. Kim, J.S. Moon and M.J. Suk ; J. Mater. Sci., **35**(2000) 1917-1924
19. D. Fortuna ; in Proceedings of Löt '01'; 2001, Düsseldorf, Germany, Deutscher Verband für Schweißen
20. W.F. Gale and Y. Guan ; Mater. Sci. Technol., **15**(1999), 464-467
21. Y. Guan and W.F. Gale ; Mater. Sci. Technol., **15**(1999), 207-212
22. W.F. Gale, Y.Xu, X.Wem and Z.A.M. Abdo ; Metall. Mater. Trans. A, **30A**(1999), 2723-2726
23. W.F. Gale, X.Wen, T.Zhou and Y.Shen ; Mater. Sci. Technol., **17**(2001), 1423-1433
24. T. Zhou, W.F. Gale, D.A. Butts and M.Di Ruscio ; in 'Proceedings from Materials Solutions 2001 on Joining of Advanced and Specialty Materials IV', 51-55; 2002, Materials Park, OH, ASM International
25. D.A. Butts and W.F. Gale ; Proc. TMS Intermetallics Symp. on 'Gamma titanium aluminides', 605-611; 2003, Warrendale, PA, TMS
26. W.F. Gale and D.A. Butts ; Transient liquid phase bonding, **-4**(2004) 283-29 Science and Technology of Welding and Joining, **97**
27. A.G. Ward and J.W. Taylor ; J. Inst. Metals, **86**(1957) 36-42
28. 中尾, 姜晶允 ; 液相インサート金屬擴散接合部の組織的檢討, 容接學會論文集, **7-3**(1989) 368 (in Japanese)
29. Xiaowei Wu, R.S. Chandel, Hang L. ; Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based superalloys, Journal of Materials Science, **36**(2001) 1539-1546
30. F. Jalilian, M. Jahazi, R.A.L. Drew. ; Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 617 using Ni - Si - B filler metal, Materials Science and Engineering A 423 (2006) 269-281
31. Ojo OA, Richards NL, Chaturvedi MC. ; Isothermal solidification during transient liquid phase bonding of Inconel 738 Superalloy. Sci Technol Weld Join 2004 ; 9:532-40
32. J.W. Yu, S.H. Park, C.S. Kim and C.Y. Kang ; Journal of KWJS, **30-6**(2012) (in Korean)



- 강정윤
- 1953년생
- 부산대학교 재료공학과 정교수
- 용접야금
- e-mail : kangcy@pusan.ac.kr