



니켈기 초내열 합금의 천이액상확산접합 특성에 미치는 접합 온도 및 가열 속도의 영향

최우혁* · 김성욱** · 김종현*** · 김길영*** · 이창희***

*현대중합금속주식회사

**포항산업과학연구원

***한양대학교 신소재공학부

Effect of Bonding Temperature and Heating Rate on Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of Ni-Base Superalloy

Woo-Hyuk Choi*, Sung-Wook Kim**, Jong-Hyun Kim***, Gil-Young Kim*** and Chang-Hee Lee****

*Hyundai Welding Co., Pohang 790-240, Korea

**Pohang Research Institute of Science & Technology, Pohang 790-330, Korea

***Division of MS&E, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

Abstract

This study was carried out to investigate the effect of bonding temperature and heating rate on transient liquid phase diffusion bonding of Ni-base superalloy. The heating rate was varied by 0.1°C/sec, 1°C/sec, 10°C/sec to the bonding temperatures 1100°C, 1150°C, 1200°C under vacuum. As bonding temperature increased, maximum dissolution width of base metal increased, but a dissolution finishing time decreased. The eutectic width of insert metal in the bonded interlayer decreased linearly in proportion to the square root of holding time during isothermal solidification stage. The bonding temperature was raised, isothermal solidification rate slightly increased. As the heating rate decreased and the bonding temperature increased, the completion time of dissolution after reaching bonding temperature decreased. When the heating rate was very slow, the solidification proceeded before reaching bonding temperature and the time required for the completion of isothermal solidification became reduced.

* Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received September 22, 2004)

Key Words : Ni-base superalloy, Transient liquid phase diffusion bonding, Dissolution, Isothermal solidification, Bonding temperature, Heating rate

1. 서 론

최근 항공우주산업, 원자력산업, 파워플랜트산업, 석유화학산업 등의 첨단 분야에서 초내열합금(superalloy)은 기본적인 구조재료로 사용되고 있다. 그 중에서 가스터빈 고온부품은 주로 니켈기 초내열 합금이 많이 이용되고 있다. 가스터빈 고온부품은 고온 고압의 분위기에서 사용되므로 열피로와 고온부식 등에 의해서 미세

균열과 부분절단 등으로 파손되는 경우가 많다. 따라서 유지비용 측면과 환경문제 차원에서 세계적으로 보수하여 재사용하려는 추세에 있다¹⁻²⁾. 가스 터빈 고온부품의 재생 공정중 하나로 사용되고 있는 천이액상 확산접합(TLP, Transient Liquid Phase Diffusion Bonding)은 기존의 고상확산접합과 브레이징의 장점만을 조합시킨 접합법으로서 접합과정 중 접합계면에 일시적으로 액상을 형성시키기 때문에 다른 확산접합법에 비하여 쉽게 금속 결합을 이룰 수 있는 장점이 있다. 또한, 액

상을 형성시킨 후 접합 온도에서 등은 응고하기 때문에 브레이징에서 문제가 될 수 있는 금속간 화합물을 형성하지 않아 접합부의 좋은 기계적 성질을 얻을 수 있다³⁻⁴⁾. 따라서 이 접합법과 관련하여 접합공정 전반, 인장-크리프 등을 포함하는 기계적 특성, 합금 성분의 분포 및 석출 등의 미세조직, 삽입재의 선택, 접합조건 등 많은 연구가 진행되어 오고 있다⁵⁻⁶⁾. 가스터빈 부품 재생의 천이액상 확산접합 공정 적용에 있어서 접합온도를 높이면 확산이 촉진되어 등온응고 완료시간이 단축시키는 동시에 유해한 생성상이나 기공 등의 접합결함을 감소시키는 경향이 있다⁷⁾. 그러나 접합 온도가 너무 높으면 고온에서 장시간 유지 시 모재의 수지상 경계가 용융하고, 용융삽입금속과 용융된 모재의 수지상 경계가 반응하여 모재의 조직변화가 심하여 모재 조직의 열화를 초래하며 모재의 변형에 의한 접합 정밀도가 나빠지게 된다. 이와 반대로 접합 온도가 너무 낮게 되면 삽입금속 내 용점저하원소의 확산이 느려지면서 접합부 내 액상이 소멸되는데 걸리는 시간이 훨씬 길어지므로 적절한 접합 온도가 요구되어진다. 한편, 천이액상 확산접합 공정에 있어서 모재의 용융과 응고 반응에 미치는 가열속도의 영향에 관한 연구는 거의 연구가 진행되지 않았다. 특히 가열하고자 하는 고온부품의 체적이 상당히 큰 경우에는 빠른 속도로 전체를 가열하는 것은 힘들며, 불균일한 온도분포에 따른 여러 문제점이 수반될 것으로 판단된다. 따라서 본 연구에서는 니켈기 초내열합금을 이용하여 천이액상 확산접합을 실시할 때 접합온도 및 가열속도의 변화에 따른 접합부를 관찰하고, 모재의 용융 및 응고 거동에 대하여 고찰해 보고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 모재와 삽입금속의 조성을 Table 1에 나타내었다. 모재는 접합 전 진공 주조된 봉상의 GTD-111을 표준 열처리 조건에 따라 Ar 분위기에서 용체화 처리를 1150℃에서 4시간 유지하여 실시한 후, 시효 처리를 845℃에서 24시간 유지한 후 공냉하여 실시하였다⁸⁾. 니켈기 초내열 합금의 천이액상 확산접합에 사용되는 삽입금속은 균열의 재생공정 적용을 고려하여 페이스트 형태의 AMDRY 780 (Ni-3.2B-4.5Si, 용

용온도구간 : 975-1037℃)를 사용하였다. 접합시편은 주조된 봉상을 와이어 커팅으로 3mm 간격으로 절단하여 준비하였고, 접합 전 시편은 커팅 표면을 SiC 연마지를 사용하여 #2000번까지 연마하여 준비하였다. 접합 전 표면은 아세톤으로 초음파 세척한 후 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 접합면에 적정량의 삽입금속을 도포하고, 액상폭을 일정하게 유지하기 위하여 직경 50μm 텅스텐 와이어를 접합부에 삽입하여 고주파 유도로에 장착을 한 후 접합 실험을 실시하였다. 접합은 접합시편의 산화를 방지하기 위해 2.6×10⁻³ Pa의 고진공 분위에서 약 1MPa의 일정한 가압력을 주면서 실시하였으며, 1100~1200℃의 접합온도에서 유지시간을 변화시키거나 접합온도까지의 가열속도를 변화시키는 다양한 접합조건으로 실시하였다.

접합된 시편은 접합 계면과 접합부 내의 미세조직을 관찰하기 위해 접합면에 수직하게 절단하고 연마한 후, marble 용액(HCl 100ml + 에탄올 100ml + CuCl₂ 5g)을 이용하여 화학에칭을 실시하여, 광학현미경 및

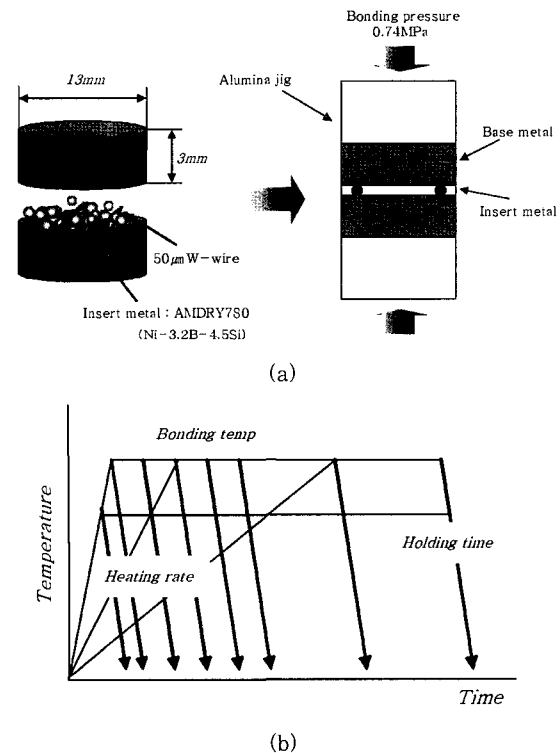


Fig. 1 Schematic diagram of bonding method (a) bonding specimens (b) bonding thermal cycle

Table 1 Chemical composition of base metal and insert metal (wt%)

		Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Ta	C	Si	B
Base metal	GTD-111	bal	14	9.5	3.9	3.0	3.8	1.5	2.8	0.1	-	0.01
Insert metal	AMDRY 780	bal	-	-	-	-	-	-	-	-	4.5	3.2

SEM으로 접합부 미세조직을 관찰하였다. 접합부 내의 성분 원소의 분석은 EDX 및 EPMA 분석을 실시하였다. 또한, 모재의 평형 용융폭 및 공정상의 폭을 측정하기 위하여 광학현미경 및 마이크로미터를 사용하였다. 모재의 평형 용융폭은 Fig. 2에 나타난 바와 같이 Y.Nakao 등에 의해 제시된 모재의 평형 용융폭을 계산하는 식(1)을 이용하여 계산하였다⁹⁾. 또한, 접합부의 기계적 특성 평가를 위하여 마이크로 비커스 경도계를 사용하여 100g의 하중으로 경도를 측정하였다.

$$X = (B_1 + B_2) - (S_b + I_b) / 2 \quad (1)$$

X: dissolution width of base metal,
 B₁, B₂: length of base metal before bonding,
 S_b: length of bonded test piece,
 I_b: width of interlayer

3. 실험 결과

3.1 접합 모재 및 삽입금속

Fig. 3은 모재인 니켈기 초내열 합금 GTD-111의 접합 전 광학 미세조직 관찰 결과를 나타낸 것이다. 모재는 표준 열처리조건에 따라 열처리를 실시한 것으로 결정립 크기는 평균 500 μ m이상인 것으로 파악되었고, 결정립은 가장자리에서 중심 쪽으로 주상정 형태로 성장되었으며 중심부에서의 등축정은 거의 관찰되지 않았다.

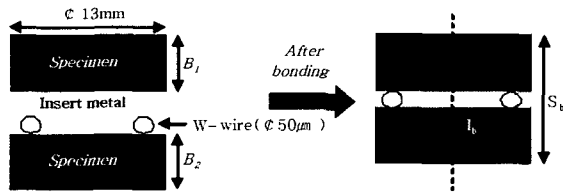


Fig. 2 Measuring technique for the dissolution width of base metal

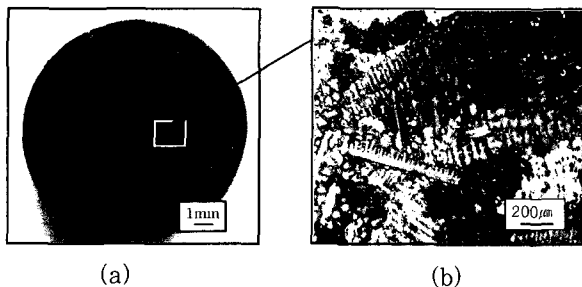


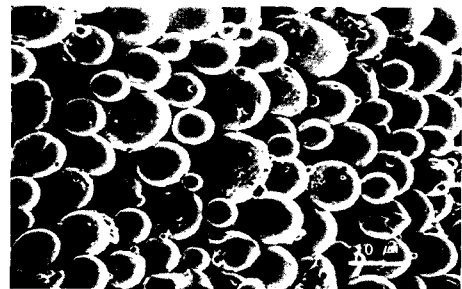
Fig. 3 Base metal after solution and aging heat treatment (a) macrostructure (b) microstructure

Fig. 4는 삽입금속인 AMDRY 780 분말의 광학 및 SEM 관찰 결과와 분말크기 분포를 알아보기 위한 입도분석 결과를 나타낸 것이다. 삽입금속 분말 형태를 관찰하기 위해 페이스트의 바인더는 제거하고 관찰하였다. 삽입금속의 분말 형태는 가스 분무 제조법으로 제조되었기 때문에 Fig. 4(a)에서와 같이 거의 구형의 형태를 가지고 있다. Fig. 4(b)는 분말 입도 분석 관찰 결과로서, 전체적으로 삽입금속의 평균 분말 입도는 약 60 μ m 정도의 크기를 가지고 있는 것으로 파악되었다.

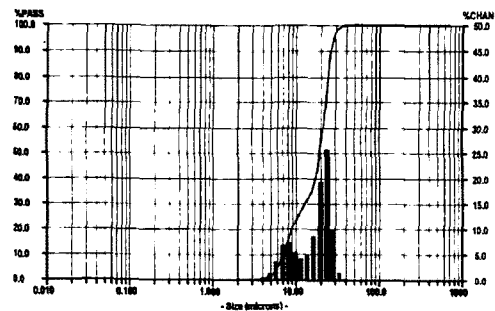
3.2 접합 온도에 따른 모재의 용융 반응 및 응고 거동

디스크 형태의 두 모재 사이에 삽입금속 AMDRY 780 페이스트를 도포하고, 직경 50 μ m 텅스텐 와이어를 삽입한 후 10 $^{\circ}$ C/sec의 가열속도로 가열하여 각 접합 온도에 도달한 후 유지 시간에 따른 접합부의 조직 변화를 광학현미경으로 관찰하였다.

Fig. 5는 접합부의 미세조직을 나타낸 것으로 유지 시간 없이 바로 냉각 시에는 모재의 용융이 거의 일어나지 않으면서 삽입금속은 바로 응고되고, 상온에서는 삽입금속의 응고된 공정상이 접합부 내에 잔존하였다. 유지 시간이 증가함에 따라 삽입금속 내 융점저하원소인 B이 모재 쪽으로 확산되면서 모재 쪽의 용융반응이 일어나 접합부의 폭은 증가하게 되고, 각 접합온도에



(a)



(b)

Fig. 4 AMDRY-780 insert metal (a) Morphology of insert metal (b) Particle size distribution of insert metal

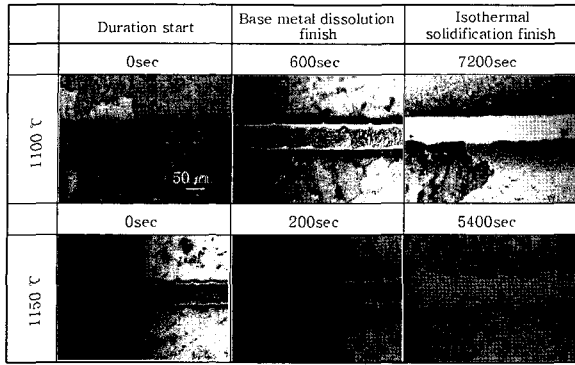


Fig. 5 Microstructure of bonded interlayer with holding time

따라 1100℃에서는 600sec, 1150℃에서는 200sec에 이르렀을 때 모재의 용융이 완료되면서 모재의 평형 용융폭은 최대에 이르렀다. 액상의 용점저하원소의 농도가 액상선에 도달한 후 모재의 용융은 완료되고, 더 이상의 유지 시에는 액상의 농도를 유지하기 위해 액상의 체적을 줄이는 과정에서 접합부 내의 등온응고가 일어나게 된다³⁾. 유지시간 증가시 등온응고에 의해 액상은 감소하므로 상온에서의 공정상의 양은 유지 시간이 증가함에 따라 점점 소멸하게 된다. 따라서, 각 접합온도에서 1100℃에서는 7200sec, 1150℃에서는 5400sec에서 잔류액상이 완전히 사라지게 되면서 등온응고 반응이 완료되었다.

Fig. 6은 각각의 접합온도에서의 유지시간에 따른 모재의 평형 용융폭의 변화와 모재가 최대 용융폭에 이르렀을 때의 모재의 용융완료 시간을 나타낸 그래프이다. Fig. 6에서 살펴볼 수 있듯이 초기에는 급격하게 모재의 용융이 진행되다가, 모재가 어느 시점에서 평형 용융폭이 최대가 되었을 때는 유지시간이 증가하더라도 더 이상 모재의 용융이 진행되지 않고 일정하게 유지되

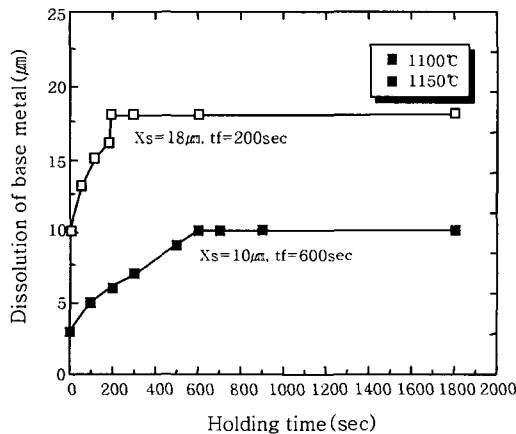


Fig. 6 Effect of holding time on maximum dissolution width of base metal (Xs : Saturated dissolution width, tf : dissolution finish time)

는 것을 알 수 있다. 또한, 접합온도가 높을수록 모재의 용융완료시간은 감소하고, 최대 접합부의 폭도 증가하는 것을 알 수 있다. 용융된 삽입금속에 의한 모재의 용융과정은 모재와 접합부의 고/액 계면에서 일어나는 계면반응과 접합부에서 모재 쪽으로의 용점저하원소인 B, Si과 같은 삽입금속의 성분원소들이 이동하는 확산반응에 의해 이루어진다. 확산은 온도에 의존하므로 접합온도가 증가함에 따라 확산속도가 빨라져 모재의 용융완료시간이 단축되었고 Ni-B 이원계 상태도 상에서 분배계수 $k < 1$ 이므로 접합온도가 높아짐에 따라 삽입금속 내 용점저하원소의 농도와 액상선 사이의 농도차가 커져 그 만큼 용융되는 액상의 양이 증가한 것으로 판단된다.

Fig. 7은 각각의 접합온도에서의 유지시간에 따른 접합부내 삽입금속의 공정폭 변화를 나타낸 것이다. 접합온도가 높아짐에 따라 접합부 내의 공정상이 소멸하는 시간은 감소하였다. 등온응고는 확산반응에 지배되는 과정이므로 접합온도가 상승함에 따라 등온응고 완료시간이 감소하는 것을 알 수 있다¹⁰⁾. 각 접합온도에서 공정폭은 유지시간의 평방근에 비례하여 감소하고, 접합온도가 상승할수록 등온응고 반응속도도 빨라지는 것을 알 수 있다¹¹⁻¹²⁾.

3.3 접합부의 미소경도 변화

Fig. 8은 접합온도 및 유지시간에 따른 접합부의 기계적 특성을 파악하기 위해 마이크로 비커스 경도기를 이용하여 미소경도를 분석한 결과이다. 두 접합온도 1100℃, 1150℃를 대상으로 모재의 용융이 거의 일어나지 않고 유지시간 없이 바로 냉각시킨 경우, 모재 쪽으로의 용융이 완료되고 접합부 내의 액상이 최대인 경우(1800sec, 3600sec), 접합부 내의 액

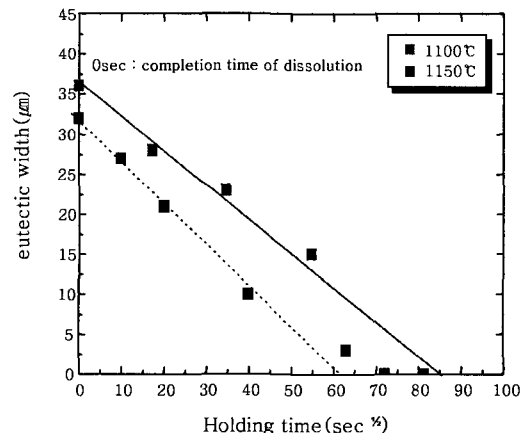


Fig. 7 Effect of holding time on eutectic width in the bonds

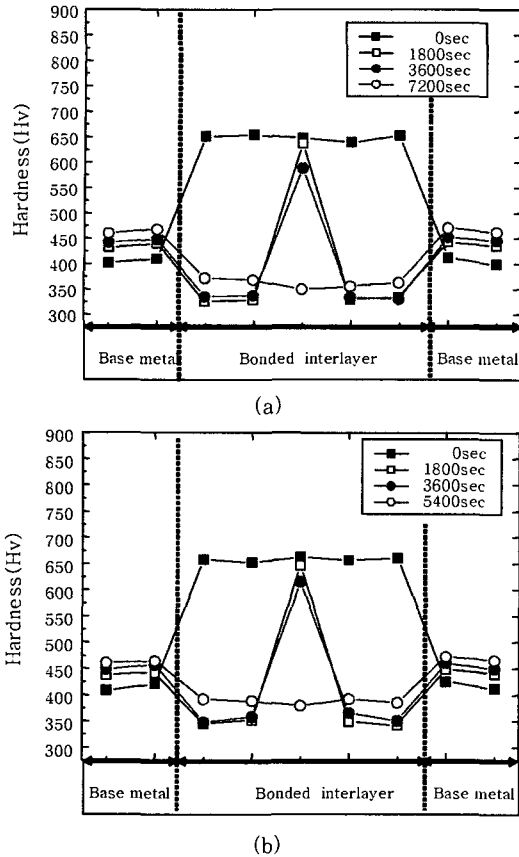


Fig. 8 Micro Vickers hardness distributions of bonds with holding time (a) 1100°C (b) 1150°C

상이 완전히 소멸되어 등온응고가 완료된 경우 (1100°C/7.2ks, 1150°C/5.4ks)에 대하여 측정을 실시하였다. 경도시험은 접합부 근방의 모재와 접합부내의 기지 조직인 ν 상, 잔류액상의 응고상인 공정상을 중심으로 100g의 하중으로 10회 실시하였으며, 그 평균값으로 비교 분석을 실시하였다.

각 조직에 대한 미소경도 측정 결과 접합부 내의 액상 응고상인 공정상은 취성이 강하기 때문에 가장 높게 나왔으며(Hv=550~650), 그 다음이 모재(Hv=400~500)와 ν -기지(Hv=300~400) 순으로 나타났다. 접합 유지시간에 따라 높은 경도를 가지는 공정상의 폭은 점점 감소하는 경향을 나타내었다. 모재 쪽에서는 유지시간이 증가하면서 모재 측으로의 B 확산량이 증가하면서 모재근방의 경도가 약간씩 증가하였으며, 두 접합온도에서 거의 유사한 경도 분포를 나타냈다. 또한, 유지시간이 증가함에 따라 접합부 내의 잔류액상의 경도는 감소하면서 ν -기지의 경도는 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 등온응고 반응이 일어나면서 잔류액상을 이루는 삽입금속의 성분인 B, Si과 같은 용점 저하 원소들이 모재 측으로 확산되면서 접합부 내의 잔류액상이 사라지고 모재와 접합부를 이루는 성분 원소의 농

도 구배는 감소하게 되고, 유지시간이 증가함에 따라 접합부의 균질화가 진행되기 때문인 것으로 사료된다.

3.4 가열속도에 따른 모재의 용융 및 응고 거동

Fig. 9는 각 가열속도 0.1~10°C/sec로 가열하다가 접합온도 1100°C, 1150°C에 도달한 순간 유지시간 없이 급랭시킨 접합부의 미세 조직 변화를 나타낸 것이다. 접합온도 1100°C의 경우 빠른 가열속도 10°C/sec에서는 모재의 용융이 접합온도에 이르기 전에 거의 발생하지 않았지만 가열속도 1°C/sec에서는 모재의 용융반응이 어느 정도 발생하였고, 매우 느린 가열속도 0.1°C/sec에서는 접합온도에 도달하였을 때 모재의 용융반응은 이미 완료되고 접합부 내의 액상의 응고 반응이 진행되고 있음을 확인할 수 있었다. 이는 가열속도가 매우 느린 경우 가열 도중 삽입금속 내 용점저하원소가 모재로 확산될 만큼 충분한 시간이 있었기 때문에 가열속도가 빠른 경우 보다 낮은 온도에서 모재의 용융이 발생한 것으로 판단되어진다.

접합온도 1150°C의 경우에는 앞서 3.2절의 결과에서 나타난 바와 같이 빠른 가열속도인 10°C/sec에서 접합온도가 1100°C에서 1150°C로 증가함에 따라 모재의 용융이 발생하였고, 가열속도가 느려짐에 따라 가열속도 1°C/sec의 경우 접합온도에 도달시 모재의 용융폭도 증가하였다. 하지만 가열속도가 매우 느린 0.1°C/sec의 경우에는 접합온도를 1100°C로 설정하였을 때의 용융폭과 거의 동일한 것을 관찰할 수 있었다. 이는 가열속도가 느린 경우 접합온도에 도달하기 전 이미 모재의 용융반응이 완료되었음을 의미한다.

Fig. 10은 각 접합온도 1100°C, 1150°C에서의 가열속도에 따른 모재의 평형 용융폭의 크기 변화를 나타낸 것이다. 가열속도가 느려짐에 따라, 접합온도가 높아짐에 따라, 접합온도에 도달한 후의 모재의 용융 완료시간은 감소하였다. 가열속도 0.1°C/sec에서는 가열속도가 빠른 1°C/sec, 10°C/sec와 비교하여 접합 온도

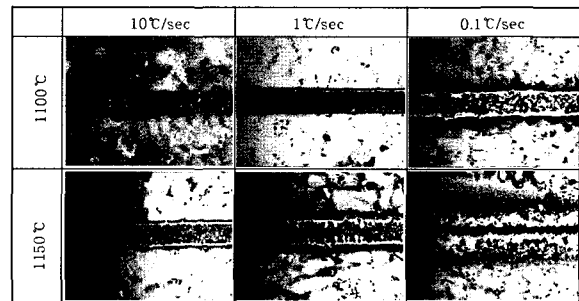


Fig. 9 Microstructures of bonded interlayer with heating rate

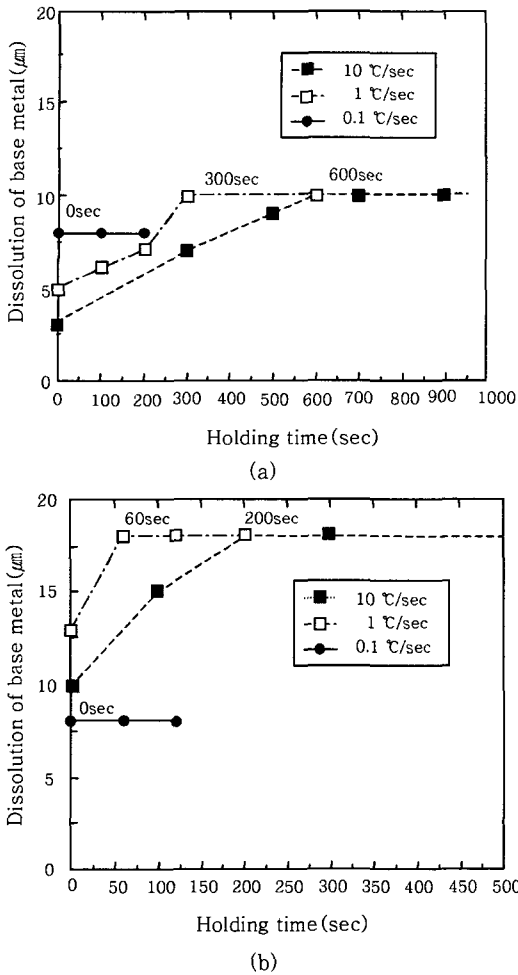


Fig. 10 Effect of heating rate on dissolution width of base metal (a) 1100°C (b) 1150°C

에 이르기 전에 이미 모재의 용융 반응은 완료되었고, 모재의 최대 평형 용융폭도 가열속도가 빠른 경우와 비교하여 감소한 것을 알 수 있다.

Fig. 11은 가열속도 0.1°C/sec로 가열 시 접합온도에 이르기 전 각 온도에서의 접합부 미세조직의 변화를 나타낸 것이다. 그림 11(b)에서 살펴볼 수 있듯이, 접합온도에 도달하기 전 1000°C에서 바로 냉각시킨 경우 삽입금속이 완전히 용융되는 액상선(1037°C)보다 온도가 낮으므로 삽입금속의 용융이 완전하게 일어나지 않아 접합부 내에 거의 고상 상태로 그대로 잔존하고 있었다. 온도가 점점 증가함에 따라 삽입금속은 완전히 용융되고 모재 쪽으로의 용융 반응이 활발히 일어나면서 모재의 평형 용융폭은 증가하다가 1050°C에서 모재의 평형 용융폭은 일정해지면서 용융 반응이 완료되고 액상의 응고 반응이 시작되고, 온도가 증가함에 따라 1075°C에서는 응고 반응이 활발히 진행되면서 접합부 내 공정상의 폭이 상당히 감소한 것을 알 수 있다.

Fig. 12는 가열속도 0.1°C/sec로 가열한 접합부에

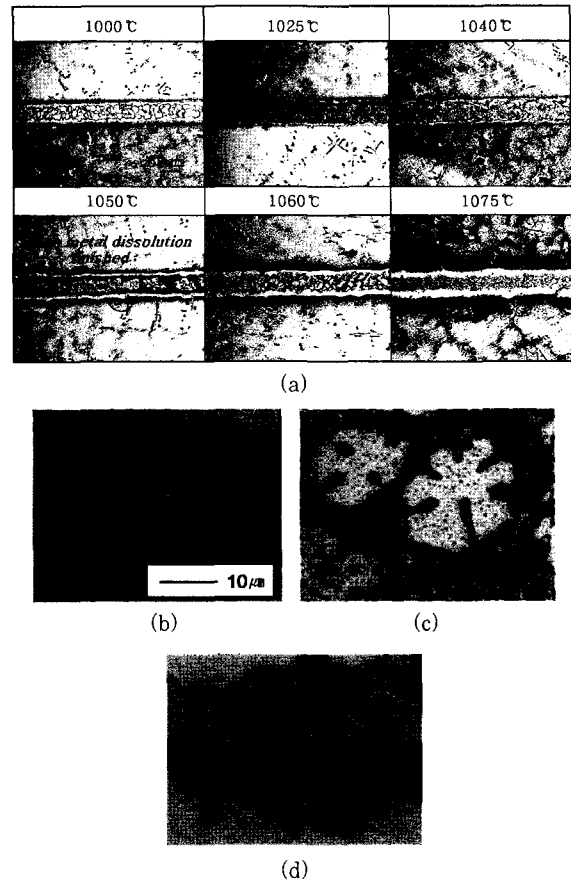


Fig. 11 Microstructures of bonded interlayer at bonding temperature by heating rate 0.1°C/sec (a) Bonded interlayer (b) 1000°C (c) 1050°C (d) 1075°C

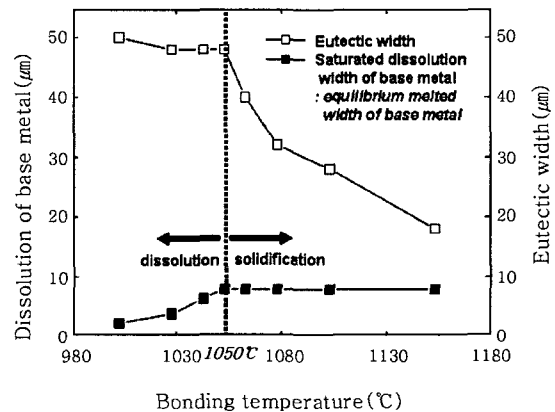


Fig. 12 Effect of heating rate 0.1°C/sec at bonding temperature on dissolution width of base metal and eutectic width

대하여 각 온도에 대한 모재의 평형 용융폭 및 공정폭의 변화를 나타낸 그래프이다. 모재의 용융폭은 온도가 증가함에 따라 증가하다가 1050°C에서 최대에 이르렀고 그 이상의 온도에서는 일정하게 유지되었다. 한편

공정상의 폭을 측정한 결과 1050°C 이상에서는 공정상의 폭이 감소하는 것으로 관찰되었다. 이와 같이 가열 속도가 느려짐에 따라 유지시간이 증가되므로 가열 도중에 보다 많은 확산이 발생하게 되고 0.1°C/sec와 같이 매우 느린 경우에는 삼입금속이 용융되기 전 모재와의 계면에서 고상확산발생 및 접합온도 도달 전 확산 유지시간 증가로 인하여 액상의 용점저하원소의 농도가 평형에 도달한 것으로 판단된다.

5. 결 론

본 연구에서는 AMDRY-780 페이스트를 사용하여 다결정 니켈기 초내열 합금 GTD-111의 접합온도와 가열속도에 따른 모재의 용융 및 응고거동을 살펴보았다. 그 결과 다음과 같은 결론을 도출할 수 있었다.

1) 접합온도가 높아질수록 모재의 최대 평형용융폭은 증가하였으며, 접합부의 폭이 최대에 이르는 모재의 용융 완료시간은 감소하였다.

2) 접합부 내 삼입금속의 공정폭은 유지시간이 증가함에 따라 유지시간의 평방근에 비례하여 감소하는 것을 알 수 있었다. 이는 등온응고 과정은 삼입금속 중 용점저하원소의 확산반응에 의해 지배됨을 의미한다.

3) 모재와 접합부 내의 v -matrix, 잔류액상의 응고상인 공정상의 미소경도를 비교한 결과, 접합부 내의 공정상이 취성이 강하기 때문에 550~650HV로 가장 높게 나왔으며, 그 다음이 모재(400~500HV)와 v -기지(300~400HV) 순으로 나타났다. 등온응고과정이 진행됨에 따라 성분의 균질화에 의해 경도는 균일하게 변화되었다.

4) 가열속도가 0.1°C/sec로 매우 느린 경우, 가열 도중에 모재의 용융 반응이 완료되고 접합부 내의 액상의 응고반응이 진행되는 것을 확인할 수 있었다. 이는

삼입금속 내 용점저하원소가 모재로 확산될 만큼 충분한 시간이 있었기 때문에 보다 낮은 온도에서 액상의 평형농도에 도달하였기 때문인 것으로 판단되어진다.

후 기

본 연구는 한전 전력 연구원 5개 발전회사 협약과제 (과제번호: 01GS09)의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Donald Tillack and Raymond : Joining and repair of gas turbine components, Proceedings from the 1997 Materials Solution Conference, ASM, 1997, 1
2. K.A.Ellison, P.Lowden, J.Liburdi : Powder metallurgy repair of turbine components, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, **116** (1994), 237
3. D.S.Duvall., W.A.Owczarski. and D.F.Paulonis : Weld. Journal, **53** (1974), 203
4. R. Thamburaj, W. Wallace and J. A. Goldak : Inter. Metals Reviews, **28** (1983), 1
5. W.Li, T.Jin, XF.Sun, Y.Guo, H.R.Guan, and Z.Q.Hu : Script. Mat., **48** (2003), 1283
6. C.W.Sinclair, G.R.Purdy and J.E.Morral : Met.& Mat. Trans. A, **31** (2000), 1187
7. Xiaowei Wu et al : J. Mat. Proc. Tech., **104** (2000), 34
8. J.A.Daleo and J.R.Wilson : J of Engineering for Gas Turbine and Power, **120** (1998), 375
9. Y.Nakao, K.Nishimoto, K.Shinozaki, C.Kang and Y.Hori : J. Jap. Weld. Soc., **6** (1988), 519
10. H.Nakagawa, C.H.Lee, and T.H.North : Metallurgical Transactions, **22A(2)** (1991), 543
11. D. Kim, K. Nishimoto, K.6. Saida, S. Asai and Y. Furukawa : J. Jap. Weld. Soc., **15** (1997), 321
12. Y. Nakao, K. Nishimoto, K. Shinozaki and C. Kang : J. Jap. Weld. Soc., **7** (1989), 213