

일방향응고 Ni기초내열합금 GTD-111의 천이액상확산접합(III)

- 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 균질화처리 및 시효처리의 영향 -

강정윤* · 황형철* · 김인배* · 김대업** · 우인수***

*부산대학교 공과대학 재료공학부

**현대모비스

***POSCO 기술연구소

Transient Liquid Phase Bonding of Directionally Solidified Ni Base Superalloy, GTD-111(III) - The Effect of Homogenizing and Aging on the Microstructures and Mechanical Properties -

Chung-Yun Kang*, Hyong-Chol Hwang*, In-Bae Kim*, Dae-Up Kim** and In-Su Woo***

* School of Materials Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735, Korea

** Hyundai MOBIS, Kyonggi-Do 449-910, Korea

*** Pohang Iron & Steel Co. Ltd, Pohang, 790-785, Korea

Abstract

The changes of microstructure and hardness of TLP bonds of directionally solidified Ni base superalloy, GTD-111, with variation of homogenizing and aging treatment were investigated. The specimens were bonded at 1403K for 7.2ks using different insert metals such as MBF-50, MBF-80 and MBF-90 and they were homogenized at 1393K with various holding time. At center of bonded interlayer homogenized for hold time 30h, the contents of aluminum and titanium were approximately 90% and 95% of base metal, respectively. In this study, aging was performed at three different kinds : one step aging ; 1113K × 16h, two step aging ; 1113K × 10h ⇒ 1103K × 10h, three step aging ; 1113K × 10h ⇒ 1103K × 8h ⇒ 922K × 24h. γ' volume fraction and hardness of joints were high in the sequence of one step, two step and three step aging, whereas γ' volume fraction and hardness of joints obtained by three step aging treatment were higher than those of raw material. Tensile properties of joints bonded with MBF-80 and MBF-90, homogenized at 1393K for 30h and then three step aged became excellent than those of raw material, however, joint bonded with MBF-50 was poor.

(Received February 10, 2003)

Key Words : Directionally solidified Ni Base Superalloy, GTD-111, Transient liquid phase bonding, Homogenizing, Aging, Microstructures, Hardness, Elevated tensile properties

1. 서 론

Ni기 초내열합금 중에서도 Ti 함유량이 높은 GTD-111합금을 천이액상접합을 실시한 경우, 접합온도에 따라서 접합현상과 접합기구가 상이함을 이미 보고¹⁾한 바가 있다. 즉 1403K에서 접합한 경우, 액상삼입금속은 용점저하원소인 B과 Si이 모재 쪽으로 확산하여 등온응고 함으로써 소멸하고, 접합부의 고상은 모

재의 결정방위와 동일한 방위로 성장하는 에피택셀 성장에 의해 형성되는 이제 까지 알려진 접합기구²⁻⁴⁾에 의해 접합이 완료되었다. 그러나 1453K에서 접합한 경우, 모재의 입계에서 액화가 일어나, 액상삼입금속과 액화된 입계가 서로 연결되고 혼합됨으로 인하여, 장시간 유지하여도 액상이 존재하였다. 또한, 액상소멸현상은 접합초기에 삼입금속의 용점저하원소인 B과 Si의 확산에 의해 율속되지만, 후기에는 입계 액화 원소인 Ti의 확산에 의해 율속되는 것으로 생각되었다. 그래서

본 연구에서는 일반적인 접합기구로 등온응고가 일어나는 온도인 1403K에서 접합을 완료한 접합부만을 대상으로 하였다.

다원계합금의 천이액상접합에서는 용점저하원소 이외의 합금원소의 균질화가 이루어져야만 완전한 접합이 이루어졌다고 말할 수 있다. 이 때문에 접합온도보다 약간 낮은 온도에서 장시간 균질화처리를 행하고 있다^{5),6)}. 특히 Ni기 초내열합금은 V'상(Ni₃(Al,Ti))의 석출에 의해서 강화되는 합금⁷⁾이므로, 접합부의 특성은 V'상의 체적율과 크기 등에 의해 지대한 영향을 받는다. 따라서 접합부의 V'상의 체적율을 모재 수준과 동일하게 만들기 위해서는, 장시간의 균질화처리를 행하여, 접합부 내에 Ti과 Al의 농도를 모재와 동일한 수준으로 만들어야만 한다^{5),6)}. 이와 더불어 V'상의 크기와 체적율을 제어하기 위해서는 적절한 시효처리를 실시할 필요가 있다. 특히 접합부는 모재와 성분이 다르므로, 모재와 접합부가 동시에 만족하는 시효처리 조건을 발굴하여야만 한다.

균질화처리는 온도가 높을수록 처리시간이 단축되지만, 접합온도보다 낮아야 한다. 본 연구에서는 접합온도보다 10K가 낮고, 이 합금의 용체화처리 온도인⁸⁾ 1393K를 균질화처리 온도로 선정하였다.

본 연구는 모재에 필적하는 접합부의 특성을 얻기 위한 균질화처리 및 시효처리 조건을 확립하는 것을 목적으로 수행하였다. 이를 위해 균질화처리 시간에 따른 Ti과 Al의 거동과 미세조직의 변화를 검토하여 적정조건을 제시하였고, 그 후 시효처리 조건과 삽입금속에 따른 미세조직, 경도 변화를 정량적으로 검토하여, 최적 열처리 조건을 선정하고, 이 조건에서 고온인장 특성을 평가하였다.

2. 실험방법

Table 1은 모재와 삽입금속의 화학조성을 표시한 것으로, 모재는 Ni기 초내열주조합금인 GTD111을 14Φ로 일방향응고 시킨 합금을 사용하였고, 삽입금속은 시

판되고 있는 두께 약 40μm의 브레이징용 Ni기 비정질 합금을 사용하였다. 일방향응고 시킨 시료를 10mm로 절단하고, 절단에 의한 다결정화 현상을 방지하기 위하여 피접합면을 200μm이상 연마한 후, 아세톤으로 초음파 세척하여 접합 시험편으로 사용하였다.

접합은 양 모재를 결정방향과 대응하도록 맞추고, 중간에 초음파 세척한 삽입금속을 삽입하여, 진공접합장치 내에 장착한 후, 13.3mPa의 진공분위기 중에서 4 K/s의 가열속도로 접합온도까지 고주파 가열하고 유지하여 행하였다. 접합 후 냉각은 공랭하였고, 접합압력은 1.76MPa로 하였다. 온도계측 및 온도제어는 접합부 근방에 CA열전대를 퍼커션용접하여 행하였다.

균질화처리는 13.3mPa의 진공분위기에서 용체화처리 온도인 1393K로 일정시간 유지시킨 후, 노냉하여 실시하였다. 시효처리는 석영관에 진공(13.3mPa)으로 밀봉하고, 관상로에서 소정의 온도까지 가열하고, 일정 시간 동안 유지한 후, 깨뜨려 공랭하여 실시하였다.

미세조직은 시험편을 접합면에 수직하게 절단하고 연마한 후, 마블용액(marble solution : CuCl₂ 12g + HCl 10ml + alcohol 10ml)으로 화학에칭하거나, 10% 과염소산알콜로 전해 에칭하여 관찰하였다.

경도는 마이크로비커스 경도기를 사용하였고, 500g의 하중으로 10초 동안 유지하여 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 균질화처리에 따른 합금원소의 거동과 미세조직 변화

GTD-111합금을 두께 40μm의 삽입금속 MBF 50, MBF 80 및 MBF 90을 사용하여 1403K에서 접합할 경우, 액상소멸 완료시간은 각각 58.5ks, 6.04ks 및 53.6ks이었다. 그래서 본 실험에서는 접합조건을 액상소멸 완료시간보다 약간 길게 한 1403K × 7.2ks의 조건으로 선정하였다. 또한 접합 후의 균질화처리는 접합온도보다 낮고, 이 합금의 용체화처리 온도인 1393K

Table 1 Chemical compositions of base metal and insert metal used

Base metal	Element (wt%)													
	Cr	Co	Ti	Al	Mo	W	Ta	Fe	Mn	Si	C	Cu	B	Ni
GTD111	14.0	9.5	4.9	3.0	1.5	3.8	2.8	0.5	0.2	0.3	0.1	0.1	0.012	bal.
MBF-50	19.3	0.01	0.01	0.01	-	-	-	0.05	-	7.19	0.019	-	1.2	bal.
MBF-80	14.43	0.01	0.01	0.01	-	-	-	0.21	-	-	0.01	-	3.76	bal.
MBF-90	-	20.0	0.01	0.01	-	-	-	0.05	-	4.1	0.01	-	2.72	bal.

로 선정하였다.

Fig. 1은 삽입금속으로 MBF 50, 80 및 90의 3종류를 사용하여, 1403K × 7.2ks의 조건으로 접합만 한 시편과 이것을 1393K × 30hr.의 조건으로 균질화 처리 한 시편의 미세조직을 비교한 것이다. 1403K × 7.2ks의 조건으로 접합한 경우, 모든 접합부에서 생성상이 존재하지 않는 것으로부터, 등온응고가 완료되었음을 알 수 있다. 균질화처리 한 접합부는 모재의 조직과 구별할 수 없을 정도로 되어 있고, 모재 자체도 주조조직이 거의 소멸된 것을 볼 수 있다. 이것은 균질화처리 동안, 모재 성분이 접합부로, 삽입금속 성분이 모재 쪽으로 충분히 확산 유입되었다는 것을 의미한다.

Ni가 초내열합금의 가장 중요한 강화상은 γ' 상 ($Ni_3(Al,Ti)$)이고, 이 상의 주 원소는 Ti과 Al이다. 따라서 이들 원소를 접합부의 균질화 정도를 판단하는 기준으로 설정하여도 무리가 없을 것으로 생각된다. 그래서 접합부 중앙에서 이들 원소의 농도를 EPMA로 측정하고, 모재의 농도와 비교하여 보았다. Fig. 2는 MBF 80을 삽입금속으로 접합만 한 시편(a)과 접합 후에 1393K × 30hr.의 조건으로 균질화처리 한 시편(b)을 EPMA로 Ti 및 Al의 농도분포를 비교한 전형적

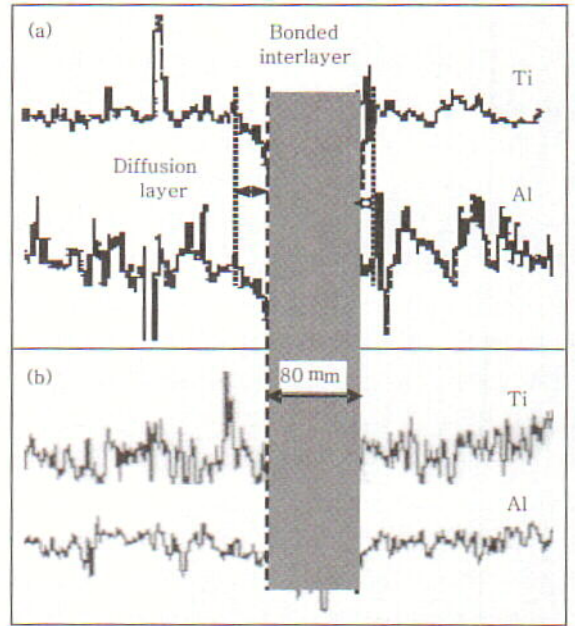


Fig. 2 Concentration profiles of Ti and Al near bonded interlayer by EPMA (a) As bond (1403K × 7.2ks) (b) Homogenizing treated bond(1393K × 30hr.)

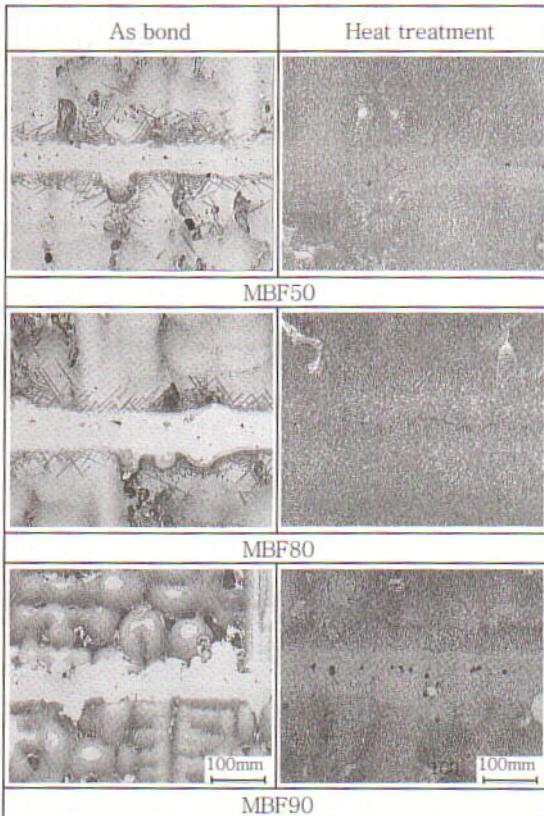


Fig. 1 Microstructures of as bond(a) and homogenizing treated bond. Bonding:1403K × 7.2ks Homogenizing treatment : 1393K × 30hr

인 예를 나타낸 것이다. 접합만 한 시편의 접합부에서는 농도분포가 아주 평탄하고, 계면에서는 농도 기울기가 있는 것으로부터 확산층이 형성되어 있는 것을 알 수 있다. 균질화처리 한 접합부의 경우, 접합부의 Ti 농도는 거의 모재 수준에 도달하였으나, Al은 모재보다 약간 낮은 경향이 있다.

균질화 처리하는 동안 Ti과 Al의 확산 거동을 검토하기 위하여, 유지시간에 따른 접합부 중앙의 Ti과 Al 농도 변화를 EPMA로 정량화 하여 보았다. Fig. 3은 접합부 중앙에서 각 원소의 농도(C_t)를 모재의 농도(C_b)로 나눈 농도비($C_t/C_b \times 100\%$)를 비교한 것이다. 접합 완료된 MBF-80 및 MBF-90의 접합부는 Ti과 Al 농도가 모재의 약 80%에 도달하지만, MBF-50 접합부는 약 75% 정도로 약간 낮은 경향이 있다. 유지시간의 증가에 따라서, Ti은 모든 삽입금속에서 모재의

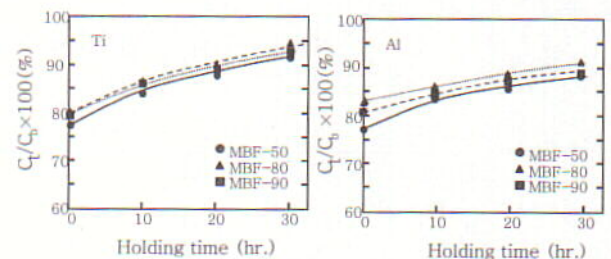


Fig. 3 The behaviors of Ti(a) and Al(b) concentrations at the center of the bonded interlayer during MBF-80)

90% 이상 도달하지만, Al은 다소 낮은 경향이 있다. 삽입금속의 경우, MBF 80, MBF 90, MBF 50 순으로 Ti과 Al 농도가 모두 높다. 삽입금속에 따라서 초기 농도가 차이가 나는 이유를 고찰하면 다음과 같다. 접합과정 동안 이들 원소가 확산되는 양은 삽입금속과 관계없이 거의 동일 할 것이다. 그러나 접합 초기에 액상삽입금속에 의한 모재의 용융량은 삽입금속 성분 중에 용점저하원소의 종류와 양에 따라서 차이가 발생할 것이다. 일반적으로 액상화산접합에 사용되는 Ni기 삽입금속은 용점저하원소인 B, Si 등의 함유량이 공정조성보다 적기 때문에, B과 Si을 많이 함유한 삽입금속일수록 용융량이 많을 것이므로, 자연스럽게 접합부 내에 모재 성분의 유입되는 양이 많을 것이다. 특히 B은 Si보다 용점저하 효과가 아주 크기 때문에 B의 양이 많은 삽입금속일수록 모재의 용융량이 많아 Al과 Ti의 농도 N가 높을 것이다. Fig. 1에서 B의 양이 제일 낮은 MBF-50는 접합부 폭이 가장 좁고, 초기 농도도 낮다는 것은 이러한 근거를 뒷받침 한다.

Fig. 4는 각각 삽입금속과 균질화처리 시간에 따른 미세조직 변화를 접합부 중앙에서 고배율 SEM조직으로 비교한 것이다. 접합만 것도 삽입금속과 관계없이, 접합부에 미세 v' 상이 석출되어 있다. 이것은 접합부의 v' 상 형성 원소인 Ti과 Al의 농도가 모재의 약 80% 정도로 아주 높기 때문에, 접합 후 냉각 중에 석출된 것으로 생각된다. 한편 균질화처리 시간이 증가함에 따라서 v' 상이 성장하고, 체적률도 증가하는 경향이 있다. 이것은 유지시간이 증가함에 따라서 접합부 내 Ti과 Al의 농도가 증가하므로, v' 상의 양 도 증가하는 것으로

생각된다.

Fig. 5는 원소재(주조상태), 접합 열사이클을 부가한 모재와 이것을 30시간 동안 균질화처리 한 모재의 덴드라이트 중심부와 경계부의 고배율 SEM조직을 비교한 것이다. 원소재의 경우, 덴드라이트 경계부의 v' 상의 크기가 중심부 것보다 훨씬 크다. 이것은 주조 시편석에 의해, 경계부가 중심부보다 Ti 농도가 높기 때문인 것으로 확인 되었다¹⁾. 접합한 것은 접합 열사이클에 의해 v' 상이 부분적으로 고용하고, 냉각 시 미세한 v' 상이 석출한 것으로 보이지만, 경계부는 Ti 함유량이 높기 때문에, 고용된 양이 적은 것으로 생각된다. 균질화처리 후에는 v' 상이 성장하고, 특히 덴드라이트 경계부는 원소재 것보다 훨씬 크다.

한편, 30시간 동안 균질화처리 한 접합부와 모재(덴드라이트 중심부)의 v' 상의 체적률을 측정하여 비교한 결과, 접합부는 약 58%이고, 모재의 덴드라이트 중심부는 약 62%이었다. 균질화처리 한 접합부와 모재에 형성된 v' 상의 형상 및 크기를 비교하여 보면, 접합부의 것은 구형에 가깝고, 모재에 것은 사각형이며, 접합부의 v' 상 크기가 모재의 것 보다 작은 것을 알 수 있다.

Ni기 초내열합금의 경우, Ti과 Al의 농도비에 따라서 v 와 v' 상의 격자정수가 차이가 발생하며, v' 상의 형상은 이 격자정수 차이에 따라서 0~0.2%이면 구형으로, 0.5~1.0%이면, 정사각형으로, 1.25%이상이면

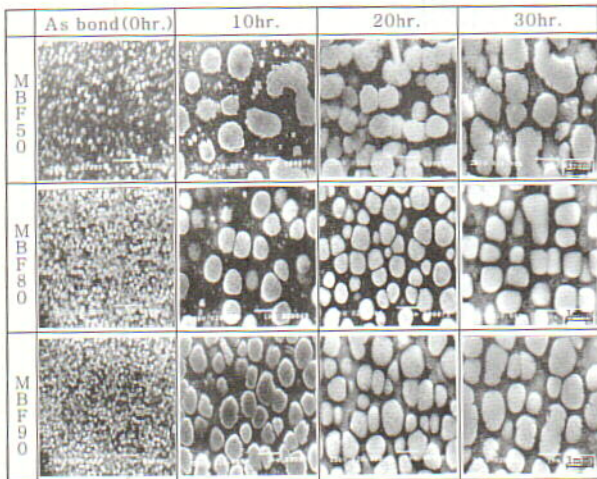


Fig. 4 Change of microstructures in the bonded interlayer with insert metal and holding time of homogenizing treatment(1393K)

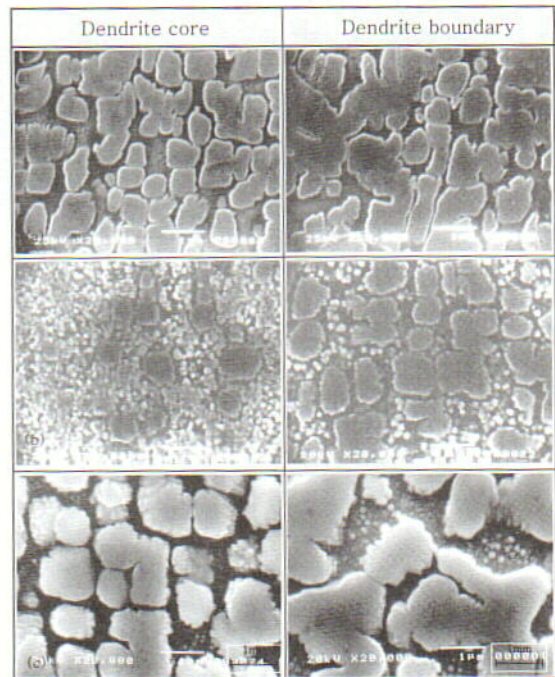


Fig. 5 SEM structures at dendrite core and boundary of the base metal. (a) Raw material, (b) As bonded

판상으로 석출되는 것으로 알려져 있다⁹⁾. Fig.2의 (b)로부터, 접합부는 모재와 대비하여, Ti보다 Al의 농도가 더욱 낮다. 따라서 접합부와 모재의 Ti/Al의 비가 다른 것을 알 수 있고, 이 때문에 형상이 서로 다른 것으로 생각된다.

3.2 시효처리에 따른 미세조직의 변화

균질화처리를 장시간 처리하면, 접합부의 Ti과 Al 농도가 모재의 농도와 대등하게 되어, 접합부의 V'상 체적률이 모재의 것과 대등하게 될 것으로 생각되지만, 30시간 처리한 접합부도 V'상 체적률이 약 58%이고, 모재가 약 60%이므로, 시효처리로서 모재와 대등한 체적률을 얻을 수 있을 것으로 예상된다. 또한 적정 시효처리를 행하면, 접합부와 모재의 V'상 형상과 크기를 제어할 수 있을 것으로 예상된다. 그래서 균질화처리 온도보다 10K 높은 온도인 1403K에서 2시간 동안 유지하고 공랭하여 용체화처리를 실시한 후, 다양한 조건으로 시효처리하고 미세조직을 검토하여 보았다.

GTD-111 일방향응고합금의 시효처리는 주로 1113K에서 실시하고 있으므로, 균질화처리 한 모재를 대상으로 용체화처리한 후, 1113K에서 유지 시간에 따른 미세조직을 검토하여 보았다. Fig. 6 은 그 결과를 나타낸 것이다. 10시간 시효처리 한 것은 완전히 석출되지 않았고, 30시간 처리한 것은 V'상이 오히려 조대화 되

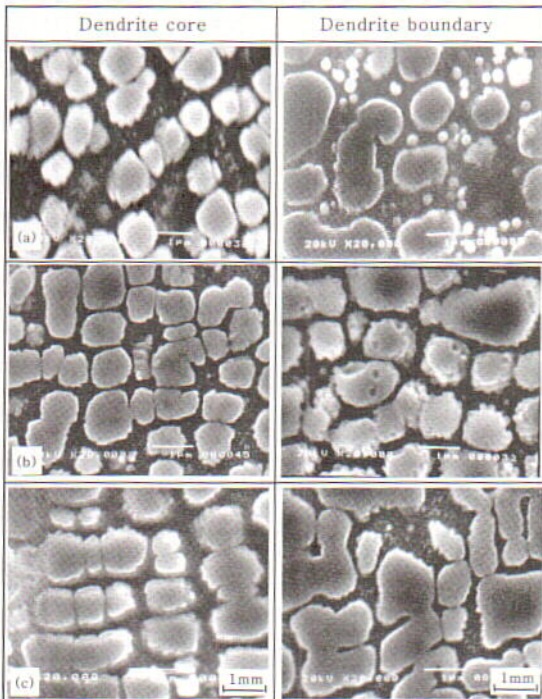


Fig. 6 SEM structures at dendrite core and boundary of base metal aging treated at 1113K (a) 10hr. (b) 20hr. (c) 30hr.

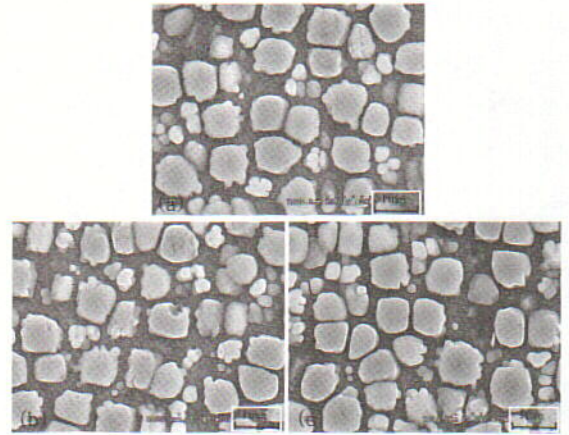


Fig. 7 SEM structures of bonded interlayer aging treated at 1113K (a) MBF-50 (b) MBF-80 (c) MBF-90

어 있으므로, 16시간이 가장 적당한 것으로 판단된다.

접합부에 대하여도 1113K × 16hr.의 조건으로 시효처리 하여 모재와 비교하여 보았다. Fig. 7은 그 결과를 나타낸 것이다. 모재의 결과(Fig. 7 (b))와 비교하여 보면, 모든 삽입금속에서 접합부가 모재보다 V'상의 체적률이 낮고, 크기도 다소 작음을 알 수 있다. 이것은 접합부가 모재보다 Ti과 Al의 양이 낮으므로, 같은 시효처리 조건이라도 과포화 정도가 낮아, 석출의 구동력이 떨어지기 때문인 것으로 생각된다.

접합부의 석출의 구동력을 증가시키기 위하여, 1113K보다 낮은 온도에서 시효처리 할 필요가 있다. 이러한 개념에서 1113K에서 유지시간을 다소 짧게 한 1113K × 10hr. 조건으로 1단 시효를 행한 후, 1013K × 16hr.의 조건으로 2단 시효를 행하는 열처리 방법과 1113K × 10hr.의 1단 시효와 1013K × 8hr.의 2단 시효를 행한 후, 922K × 24hr.의 3단 시효를 행하는 열처리 방법을 고안하였다.

Fig. 8은 2단 시효 및 3단 시효처리 한 경우, 접합부 중앙의 고배율 SEM조직을 나타낸 것이다. Fig. 9는 3단 시효처리 한 모재의 고배율 SEM조직을 나타낸 것이다. 1단 시효처리 한 것과 비교하여, 2단 및 3단 시효처리 한 접합부의 V'상은 사각형으로 변화하고, 저온에서 핵생성 되어 석출된 것으로 여겨지는 V'상도 보이고, 체적률도 증가하는 경향이 있다.

Fig. 10은 시효처리 방법에 따른 V'상의 체적률을 정량화 하여 비교한 것이다. V'상의 체적률은 삽입금속과 관계없이 1단, 2단, 3단 시효 순으로 증가하고 있고, 3단 시효처리한 것은 원소재보다 약간 높다. 다만 시효처리 하는 동안 과포화도의 증가로 인하여 석출이 촉진되고, 또한 모재의 Ti과 Al이 접합부로 확산되어

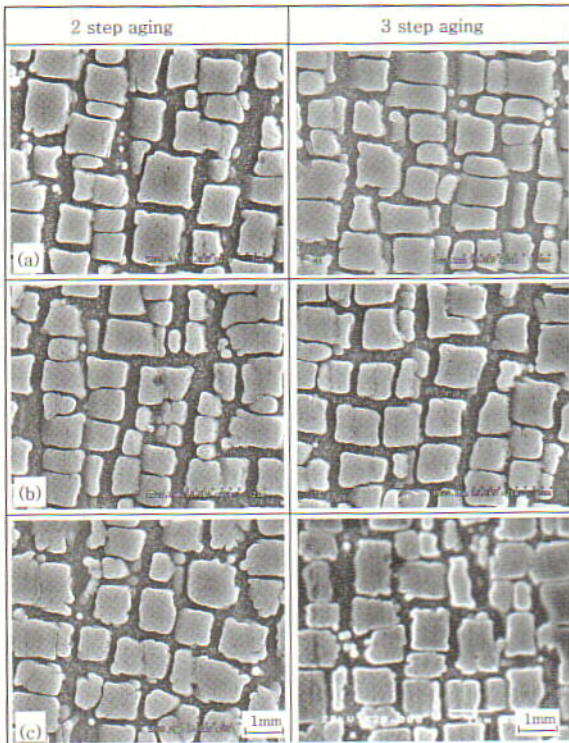


Fig. 8 SEM structures of bonded interlayer aging treated with 2 step and 3 step at 1113K (a) MBF-50 (b) MBF-80 (c) MBF-90

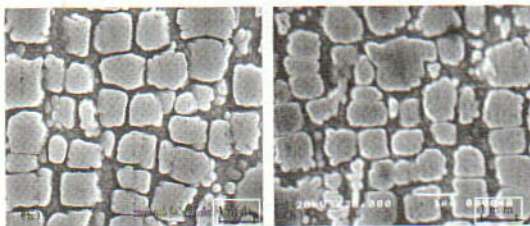


Fig. 9 SEM structures at dendrite core (a) and boundary (b) of base metal aging treated with 3 step

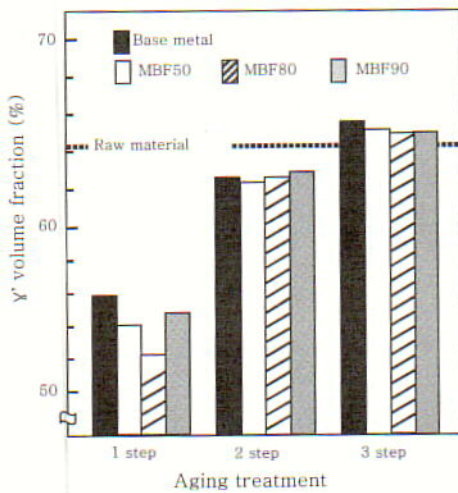


Fig. 10 Change of γ' volume fraction with various aging treatment

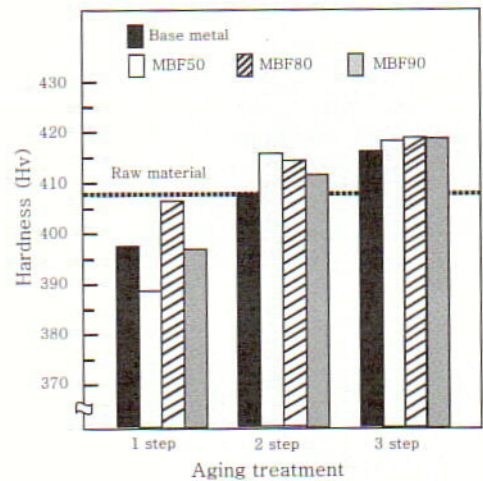


Fig. 11 Change of hardness with various aging treatment

오기 때문에 석출 양이 더욱 증가하는 것으로 생각된다.

3.3 경도 및 고온 인장 성질

Fig. 11은 시효조건에 따른 경도를 비교한 것이다. 모재 및 접합부 모두 1단, 2단, 3단 시효처리 순으로 경도가 높고, 2단 및 3단 시효처리에서는 원소재보다 경도가 높으며, 오히려 접합부가 경도가 높은 것을 알 수 있다. 경도의 상승은 γ' 상의 체적율의 증가 때문인 것으로 생각된다.

이상의 결과로부터 1423K \times 7.2ks의 조건으로 접합한 것을 30시간 동안 균질화처리를 한 후, 3단 시효처리를 하면, 삽입금속과 관계없이 원소재의 경도보다 높은 접합부를 얻을 수 있음을 알 수 있다.

그래서 이러한 조건으로 균질화처리와 시효처리를 한 접합재와 모재에 대하여 1255K에서 인장시험을 실시하고, 원소재의 인장특성과 비교하여 보았다. Fig. 12는 그 결과를 나타낸 것으로, R.M.은 원소재, B.M.은 열처리된 모재를 말한다. 접합재는 모두 접합계면에서 파단 되었음에도 불구하고, 인장강도는 모재와 원소재의 강도와 대등하며, 항복강도(Y.S)는 원소재보다 높은 경향이 있다. 삽입금속에 따른 접합부의 강도는 차이가 거의 없다. 한편 연신율과 단면수축률의 경우, MBF 50의 접합재가 원소재 및 다른 삽입금속의 접합재와 비교하여 낮지만, MBF-80 및 90은 원소재보다 약간 높다.

MBF의 접합재가 연신율이 저하하는 이유에 대해서는 정확하게 규명하지 않았지만, 다른 삽입금속과 비교하여 모재의 용융반응이 적게 일어난 것도 하나의 원인¹⁰⁾일 것으로 사료된다.

이상의 결과로부터 MBF 80 및 MBF 90을 사용하여 1423K \times 7.2ks의 조건으로 접합한 후 1393K \times

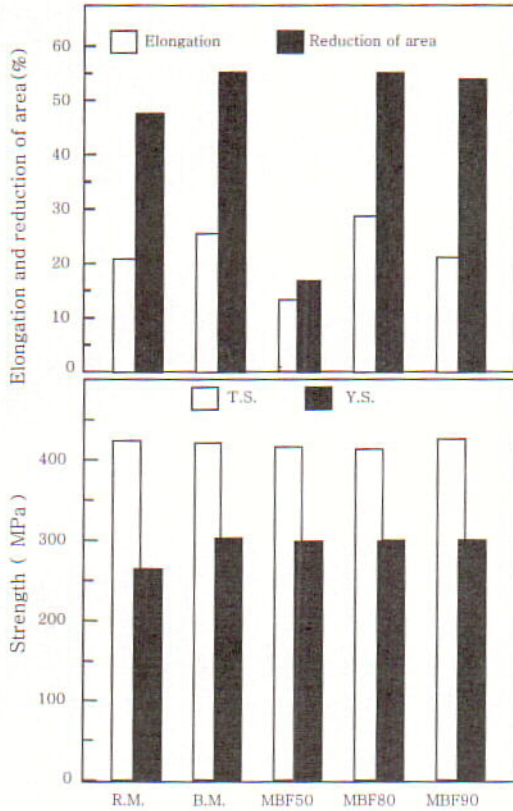


Fig. 12 Tensile properties at 1255K of raw material, base metal and joints bonded with various insert metal. Base metal and joints is conducted heat treatment

30hr.의 균질화 열처리와 1113K × 16hr. ⇒ 1033K × 8hr. ⇒ 922K × 24hr.의 조건으로 3단 시효처리를 행하면, 원소재의 인장성질보다 우수한 특성을 얻을 수 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

일방향응고합금 GTD-111을 1403K × 7.2ks의 조건으로 천이액상화산접합 한 접합재를 대상으로 균질화 처리 조건 및 시효처리 조건과 삽입금속의 종류에 따른 미세조직과 경도 변화를 검토하고, 이 결과에서 얻어진 최적조건에서 고온인장특성을 평가하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

1) 1398K에서 균질화처리를 실시한 경우, 유지시간

의 증가에 따라서 접합부의 Ti, Al의 농도가 증가하여, 30hr.에서 Ti은 모재의 약 95%, Al은 약 90% 정도 도달하였다.

2) 1398K × 30hr.의 조건으로 균질화처리 한 접합재 및 모재에 대해서, 1단 시효(1113K×16hr), 2단 시효(1113K×10hr. ⇒ 1033K×10hr.) 및 3단시효(1113K×10hr. ⇒ 1033K×8hr. ⇒ 922K×24hr) 처리하여 v'상 체적률과 경도값을 비교한 결과, 3단 시효가 가장 최적이었으며, 원모재의 v'상 체적률과 경도보다 높은 값을 얻을 수 있었다.

3) 3단 시효처리 한 접합재 및 모재의 1255K에서 고온인장성질을 원소재와 비교한 결과, 모든 접합재와 모재의 인장강도는 원소재와 유사하였으나, 항복강도는 높았고, 연신율과 단면수축률도 MBF-50의 접합재를 제외한 접합재와 모재는 원소재보다 우수하였다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구(R01- 2000-00223-0) 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. C.Y.Kang :Journal of the Korean Welding Society, to be published
2. Nakao, C.Y Kang : Quarterly Journal of the Japanese Welding Society, 7-2(1989), 213
3. Nakao, C.Y Kang : Quarterly Journal of the Japanese Welding Society, 7-3(1989), 367
4. C.Y.Kang :Journal of the Korean Welding Society, 7-2 (1989), 12
5. Nakao, C.Y Kang : Quarterly Journal of the Japanese Welding Society, 9-1(1991), 55
6. C.Y. Kang, W.Y. Kim : Journal of the Korean Institute of Metals and Materials, 32-11(1994), 1348
7. Chester T. sims , William C.Hagel : The Superalloys, wiley-interscience publication (1972), 113
8. J.A.Daleo and J.R.Wilson : J of Engineering for Gas Turbine and Power, 120(1998), April, 375
9. G.K. Bouse : Superalloys, TMS(1996), 163
10. Nakao, C.Y Kang : Quarterly Journal of the Japanese Welding Society, 9-1(1991), 62