

액상화산접합한 Ni기 단결정 초내열합금의 고온인장특성

김대업* · 강정윤**

* 현대정공(주) 기술연구소

** 부산대학교 금속공학과

High Temperature Tensile Property of Transient Liquid Phase Bonded Joints of Ni-base Single Crystal Superalloy

Dae-Up Kim* and Chung-Yun Kang**

* Research Institute, Hyundai Precision & Industry Co., Yongin 449-910, Korea

** Dept. of Metallurgical Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735, Korea

Abstract

Single crystallization behavior and high temperature tensile properties of TLP bonded joints of Ni-base single crystal superalloy, CMSX-2 were investigated using MBF-80 and F-24 insert metals. CMSX-2 was bonded at 1523~1548K for 1.5~1.8ks in vacuum. The (100) orientation of bonded specimen was aligned perpendicular to the joint interface. Crystallographic orientation analyzed points over the bonded region possessed the almost same orientation across the joint interface and misorientation $\Delta\theta$ was negligibly small in as-bonded and post-bond heat-treated situations. It was confirmed that single crystallization could be readily achieved during TLP bonding. The tensile strengths of all joints at elevated temperatures were equal to or greater than those of base metal in the range of testing temperature between 923K and 1173K. The elongation and reduction of area values were almost the same as those of base metal. SEM observation of the fracture surfaces of joints after tensile test revealed that the fracture surfaces indicated the similar morphologies each other, and that the fracture of joints occurred in the base metal in any cases.

(Received February 28, 2000)

Key Words : Ni-base single crystal, CMSX-2, TLP bonding, Single crystallization, Tensile property, Fracture surface

1. 서 론

고효율 가스터어빈 재료로서 주목받고 있는 Ni기 단결정 초내열합금은 종래의 Ni기 다결정 초내열합금에 필수적으로 함유되어 있는 입계강화원소 C, Zr, Hf등을 배제하고 초기용융온도를 높인 합금이다^{1,2)}. 고온에서의 기계적 특성, 특히 크리프-파단 특성이 대단히 우수하고, 현재 실용적으로도 상당히 높은 내열온도를 가지는 재료의 하나이다. 그러나, Ni기 단결정 초내열합금의 적용분야를 보다 확대시키기 위해서는 단결정의 특성을 충분히 발휘시킬 수 있는 접합기술의 확립

은 필수적이라 할 수 있다. 단결정재는 재결정감수성이 높기 때문에 접합할 경우 접합부에 결정입계가 생성되면 고온특성이 현저하게 열화하는 문제점이 있다³⁾. 따라서, 접합부의 조직, 조성 등이 모재와 동등한 특성을 가지기 위해서는 접합부의 단결정화가 중요한 과제이다.

지금까지의 연구에 의하면, 단결정 합금에 전자빔용접, TIG용접을 행하여 조직관찰 및 기계적 특성에 대하여 검토한 결과, 용융·응고한 용접부에 결정입계가 형성되어 용융용접법으로는 단결정 특유의 강화기구를 용접부에 유지시키기는 본질적으로 곤란하다고 평가하고 있다^{4,5)}. 마찰용접법은 결정방위의 제어가 어렵

기 때문에 단결정재의 적용에는 한계가 있고⁶⁾, 고상확산접합이나 브레이징한 경우에는 접합부 근방에 금속간화합물이나 조대한 기공의 형성등으로 인하여 고온강도가 단결정에 비해 현저하게 저하한다고 보고하고 있다⁷⁻⁹⁾.

액상확산접합은 등온응고현상에 의해 모재와 동일한 결정방위를 가지는 고상이 정출하는 에피탁살 성장이 기대되기 때문에 접합부의 단결정화를 달성시킬 수 있는 접합방법이라고 생각된다¹⁰⁾. 또한, 단결정 초내열합금의 액상확산접합부에서는 접합온도 및 유지시간을 제어함으로써 접합부의 단결정화가 가능하다는 것이 시사되고 있다¹¹⁾.

본 연구에서는 동일한 결정방위를 가지는 단결정 액상확산접합부의 단결정화 상황을 검토함과 동시에 고온에서의 기계적 특성을 평가함으로써 액상확산접합법의 유효성을 평가하였다. 또한, 고온 인장시험후의 파단면 해석을 통하여 시험온도에 따른 파단형태의 변화에 관해서 고찰하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

본 실험에 사용한 모재는 Ni기 단결정 초내열합금인 CMSX-2이며, 결정성장방향이<001>방향이고, 접합면을 (100)면으로 하였다. 또, 인서트금속은 시판의 Ni기 합금 비정질 박막인 MBF-80(두께 : 40 μ m) 및 모재와 유사조성을 가진 F-24(두께 : 36 μ m)를 사용했다. 이들의 조성을 Table 1에 나타내었다. 모재 시험편의 형상에 관해서는, 인장시험용은 10mm ϕ \times 40mm l, 조직관찰용은 10mm ϕ \times 4mm l 이다.

Table 1 Chemical composition of materials used (mass%)

Materials		Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ta	B	Ni
Insert metal	MBF-80	15.5	-	-	-	-	-	-	3.7	Bal.
	F-24	8.8	8.0	10.8	3.7	-	2.9	3.0	2.8	Bal.

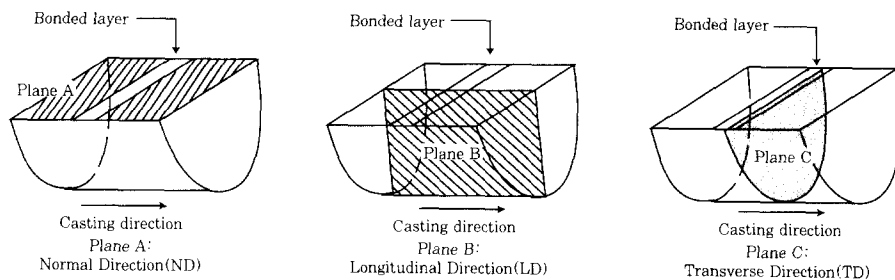


Fig.1 Schematic illustration of projected planes for the EBSD analysis

2.2 접합방법

단결정 모재측면에는 길이방향으로 3개의 직선을 방전가공으로 표시한 후, 접합시의 양 모재의 결정방위를 확인할 수 있도록 했다. 접합시료는 피접합면을 에머리지 #1500만으로 충분히 연마한 후, 인서트금속과 같이 아세톤으로 초음파세척 하였다. 접합은 접합시료의 사이에 인서트금속을 삽입하고 양 접합재의 결정방위가 동일하게 되도록 배치해서 13.3mPa의 진공중에서 접합온도 1373~1548K, 유지시간 0~19.6 ks, 가압력 2.3MPa의 조건에서 접합하였다. 고온인장특성을 평가하기 위한 시험편은 접합후에 모재의 지정 열처리조건인 용체화처리, 1차시효 및 2차시효처리의 순으로 아르곤 분위기중에서 열처리를 행하였다. 각 열처리조건을 Table 2에 나타내었다.

Table 2 Heat treatment conditions of CMSX-2

Solution treatment	1589K \times 7.2ks \rightarrow quenching
1st aging treatment	1353K \times 14.4ks \rightarrow quenching
2nd aging treatment	1144K \times 72ks \rightarrow air cooling

2.3 조직관찰 및 결정방위해석 방법

접합부의 조직관찰은 10%염산-알콜에서 etching후 SEM 및 EPMA를 이용하여 분석하였다. 모재 및 접합부의 결정방위해석에는 EBSP(Electron Back Scattering Pattern)법¹²⁾을 사용하였다. 각 분석위치에서 결정방위는 Fig.1에 나타낸 바와 같이 접합부에 수직한 면 (Transverse Direction : TD), 접합부에 평행한 면 (Longitudinal Direction : LD) 및 시료 표면 (Normal Direction : ND) 에 대해서 스테레오

투영을 행하여 삼차원적으로 해석하였다.

2.4 고온인장시험 방법

접합부의 기계적특성은 경도시험 및 고온 단시간 인장시험에 의해 평가했다. 인장시험편의 형상을 Fig.2에 나타낸다. 고온 단시간 인장시험은 923~1173K의 시험온도에서 대기중에서 0.17K/s의 가열속도에서 전기로를 사용하여 가열하고, 시험편 평행부의 온도를 균일화시키기 위해 시험온도에서 1.8ks 유지한 후, 4.1×10^{-2} mm/s의 인장속도로 시험을 행하였다.

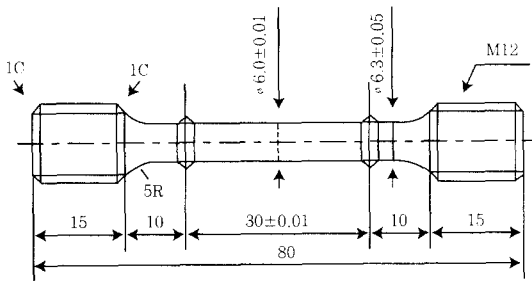


Fig.2 Specimen for Tensile test at the elevated temperature

3. 실험결과 및 고찰

3.1 접합부의 조직 및 균일화 거동

Fig.3은 CMSX-2에 MBF-80 인서트금속을 사용해서 접합온도 1453K에서 액상확산접합하여 유지시간에 따른 접합부의 조직변화를 나타낸 것이다. 등온응고시의 접합층내에는 액상이 접합온도로부터 냉각시에 응고한 공정조직이 관찰되고, 유지시간의 증가에 따라 공정이 점차적으로 감소하여 유지시간 9.6ks에서는 완전히 소멸하여 등온응고가 완료한 것을 알 수 있다. 등온응고가 완료한 후 균질화처리 → 용체화처리 → 1차시효처리 → 2차시효처리의 순으로 열처리를 행한 접합부의 조직, 원소분포 및 경도분포를 조사하여 Fig.4에 나타내었다. 접합부에서는 모재와 동일하게 γ' 상이 규칙적으로 배열되어 있고, 모재 및 인서트금속의 주요원소분포 및 경도분포도 균일하게 되어 있는 것을 알 수 있다.

3.2 접합부의 단결정화 상황

접합부의 단결정화 상황을 조사하기 위하여 모재 및 접합부의 결정방위를 EBSD법을 사용하여 삼차원적으로

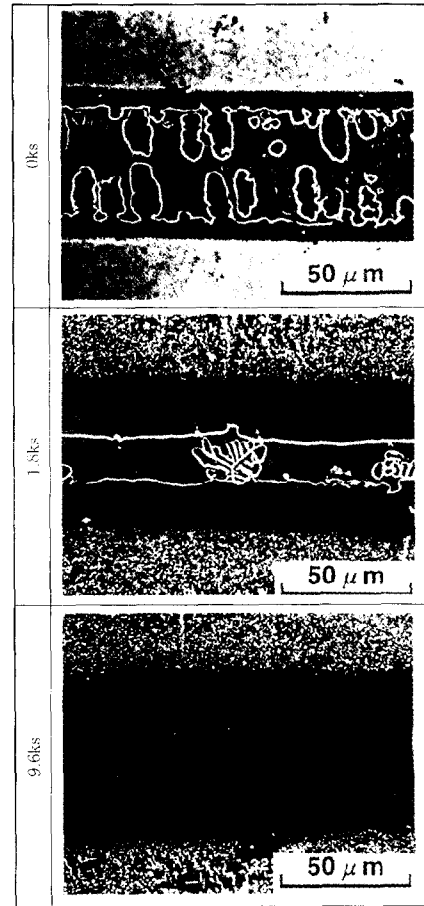


Fig. 3 Change in microstructures of bonded interlayer with holding time

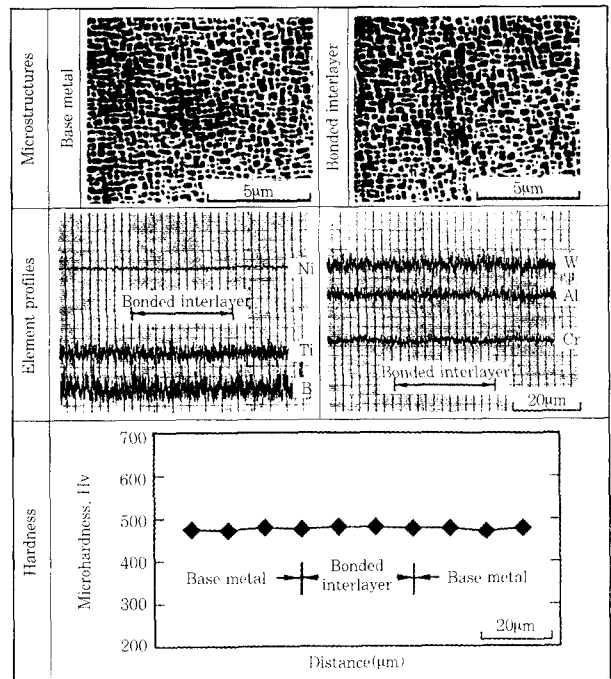


Fig. 4 Microstructures, line profiles of elements and hardness distribution in the bonded interlayer after heat treatment

로 해석하였다. Fig.5는 접합온도 1523K에서 등온응고 완료후(유지시간 : 3.6ks)의 접합부의 조직 및 결정방위 해석결과를 나타낸 것이다. 각각의 그림에서 모재부분이 ① 및 ④이고, ①에서 등온응고한 부분이 ②이고, ④에서 등온응고한 부분이 ③이다. 또한, 모재 ① 및 ④는 동일결정방위가 되도록 접합하였다. ①~④의 각 분석위치에서 접합부에 수직한 면 (TD), 접합부에 평행한 면 (LD) 및 시료표면 (ND)에 대한 stereoreo 투영도 및 (200) 극도형을 얻었다. 이들 투영도에서 투영위치가 동일하면 동일한 결정방위 관계를 가지고 있는 것을 의미한다. 각 위치에서의 분석 결과를 보면, ①과② 및 ③과④의 투영위치는 모든 면에서 거의 한점에 plot되어 있다. 이로부터, 양 접합모재의 결정방위 관계를 일치시키면, 접합부는 모재와 거의 동일한 결정방위 관계를 가지는 것을 알 수 있다.

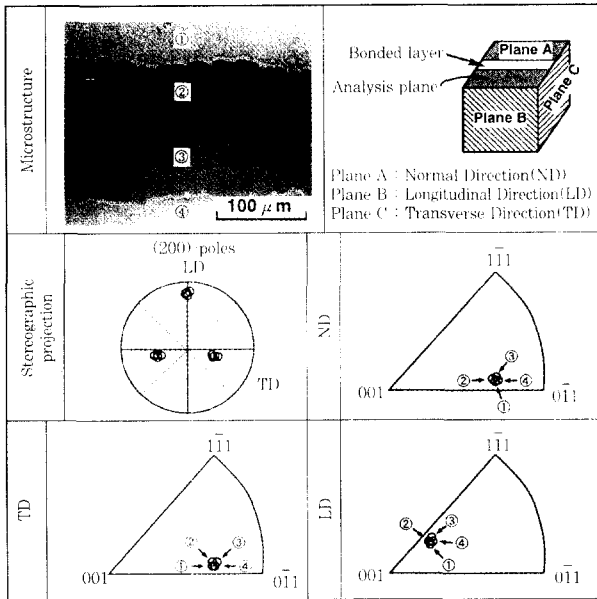


Fig. 5 Crystallographic orientation analyzed using the EBSP method

등온응고과정에서 고상의 성장기구를 보다 상세히 설명하기 위하여 양 접합모재로부터 성장하는 고상의 결정방위의 변화를 조사하였다. Fig.6은 1523K×1.8ks의 조건에서 접합한 접합부의 결정방위 분석결과이다. 각 분석위치에서의 분해능은 약 0.2μm이고, 각도의 오차는 약 ±0.5°이다¹²⁾. 그림중의 Δθ̄는 접합계면에서의 양 접합체의 평균결정방위차를 나타내고 있다. 접합한 상태에서는 각 분석위치에서의 결정방위는 약간의 오차는 있으나 양쪽 모재로부터 성장하는 고상의 결정방위는 거의 동일한 결정방위로 되어 있다. 또한, 접합후열처리를 행한 경우에 있어서도 접합계면에서의 결정방위의 변화는 거의 없다.

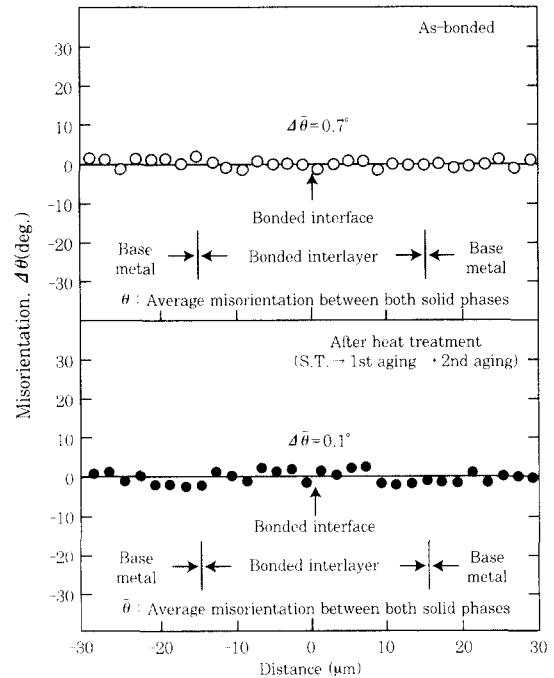


Fig. 6 Misorientation analyzed by the EBSP method across the bonded interlayer

이로부터, 단결정재를 액상확산접합할 경우 등온응고 진행과정에서 모재로부터 에피탁살 성장한 고상에 의해 접합부의 단결정화가 달성 가능하다는 것이 판명되었다. 또한, 접합후열처리를 행한 경우에도 접합과정에서 에피탁살 성장한 고상의 결정방위는 거의 변화하지 않는 것을 알 수 있다.

3.3 접합부의 고온인장특성

3.3.1 고온인장특성

MBF-80 인서트금속을 사용해서 1523K×1.8ks의 조건에서 접합한 이음부의 고온인장특성을 Fig.7에 나타낸다. 그림중의 백색봉은 각 시험온도에서의 접합 이음부의 인장특성을, 흑색봉은 모재의 인장특성을 나타낸 것이다. 그림(a)에 나타낸 바와 같이, 시험온도 923~1173K에서 접합강도는 모재와 같이 1073K에서 피크를 나타내고, 모든 접합이음부에서 모재강도와 동일하거나 그 이상의 접합강도를 나타내는 것을 알 수 있다. 그림(b)에 나타낸 연신율 및 단면수축율에 관해서는 시험온도가 923K 및 1023K의 경우에는 모재와 거의 동등한 값이 얻어지나, 시험온도가 1073K 및 1173K에서는 모재의 값에 비해 약간 낮은 값을 나타낸다. Fig.8에는 F-24 인서트금속을 사용해서 1548K×1.8ks의 조건에서 접합한 이음부의 고온인장특성을 나타낸다. MBF-80 인서트금속을 사용한 경우와 동일하게 모든 접합이음부에서 모재와 동등한

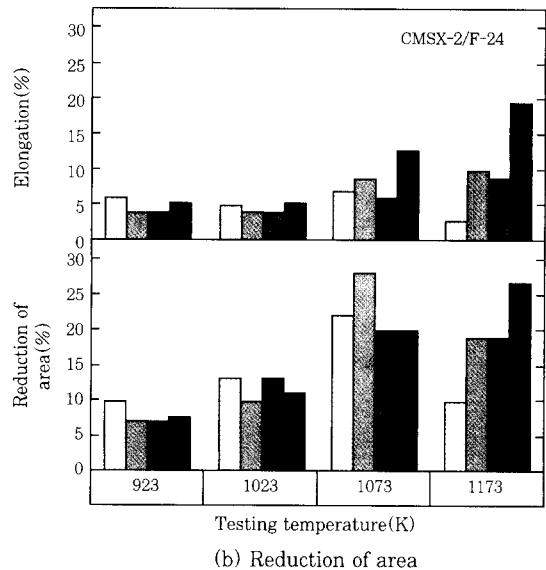
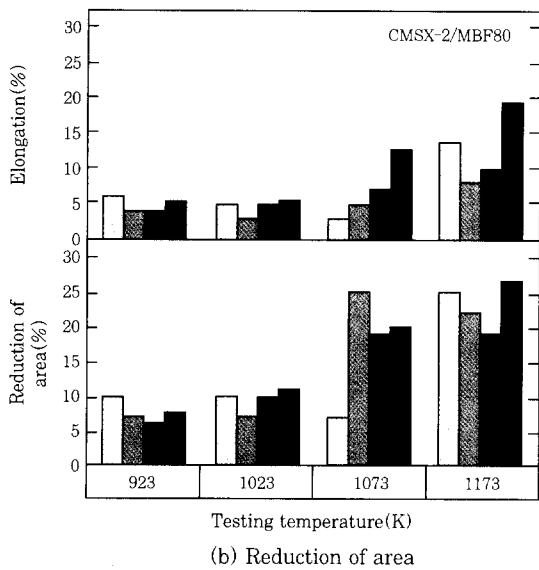
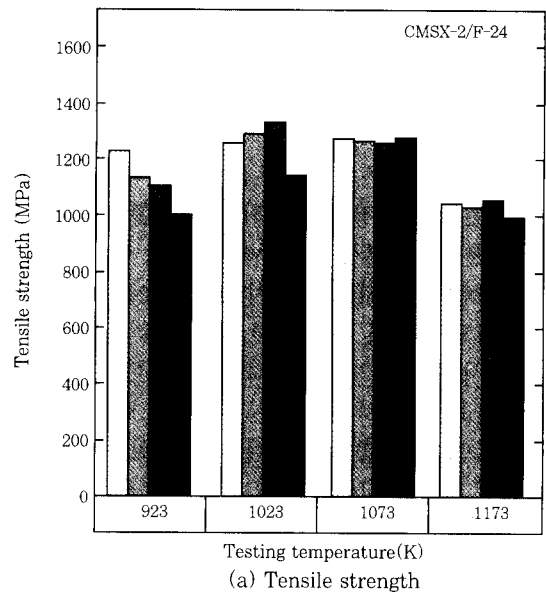
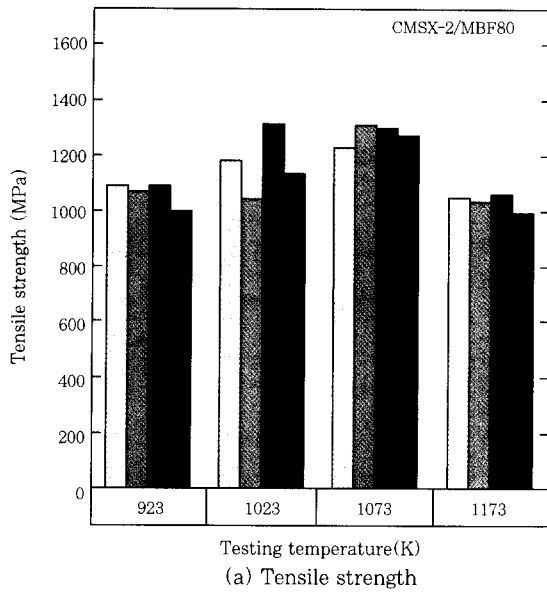


Fig. 7 Tensile properties of joints bonded using MBF-80 insert metal

Fig. 8 Tensile properties of joints bonded using F-24 insert metal

접합강도가 얻어지고, 연신율 및 단면수축율은 저온측에서는 모재값을 얻을 수 있으나, 고온측에서는 모재보다 약간 낮은 값을 나타내었다.

3.3.2 인장파단면의 해석

MBF-80 및 F-24 인서트금속을 사용한 접합이음부의 고온인장 파단면의 마크로적인 양상은 시험편의 파단형태 및 파단위치에 따라 Fig.9에 나타낸 바와 같이, 크게 3개의 파단형태로 대별할 수 있었다. 즉, Type A는 접합부에서 떨어진 완전한 모재파단으로 비교적 기복이 큰 예리한 파단면이고, Type B는 인장방향에 대해서 약 45° 방향으로 칼로 절단한 것 같이 대단히 예리한 파단면으로 단결정 특유의 파단형태이

다. Type C는 접합부를 포함하여 모재측으로 균열이 진전한 표면기복이 있는 파단면이다. MBF-80 및 F-24 인서트금속을 사용한 접합이음부에 대해, 각 시험온도에서의 시험편을 파단형태에 따라 분류한 결과를 정리하여 Table 3에 나타낸다. MBF-80 및 F-24 인서트금속 모두 시험온도 923K의 파단형태는 Type A 뿐이고, 1023K 및 1073K의 시험온도에서는 Type B와 Type C의 파단형태가 혼재하고, 시험온도 1173K에서는 Type C만의 파단형태가 얻어졌다. 즉, 접합이음부의 파단형태는 인장시험온도의 증가에 따라서 Type A → Type B → Type C로 변화하는 것을 알았다. 또, Type B의 파단형태를 나타낸 시험편이 가장 인장강도가 높고, Type C의 파단형태를 나타

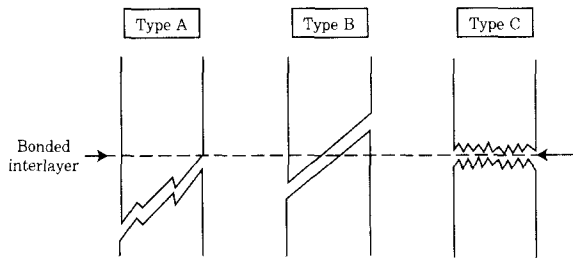


Fig. 9 Classification of fracture mode of joints

Table 3 Testing temperature and fracture mode of joints after tensile test

Insert metal	Testing temp. (K)	Fracture mode
MBF-80	923	Type A, Type A, Type A
	1023	Type B, Type B, Type C
	1073	Type B, Type B, Type C
	1173	Type C, Type C, Type C Type C, Type C, Type C
F-24	923	Type A, Type A, Type A
	1023	Type B, Type B, Type B
	1073	Type C, Type C, Type C
	1173	Type C, Type C, Type C

낸 시험편이 다른 Type에 비해 연신율 및 단면수축율의 값이 높았다.

각 Type의 파단형태를 가진 접합이음부에 대해 SEM에 의해 마이크로적인 파단면 관찰을 행한 결과를 Fig.10에 나타낸다. 각 파단면은 저배율에서는 표면기복 정도에 따라 조직이 다르게 보이나, 확대하면 모든 파단면이 dimple상의 양상을 보이고 있고 큰 차이는 거의 없었다. 또, 접합부 근방에서의 Type C의 파단면에서도 접합층 근방의 생성상이나 접합결합에 기인한 접합층내의 파단은 거의 관찰되지 않았다.

3.3.3 파단형태의 변화에 관한 고찰

단결정재는 본질적으로 현저한 소성이방성을 가진 재료이기 때문에 시험편에서 응력부하 방향의 결정방위와 기하학적 조건에 의해 정해지는 슬립계의 배치에 의해 파단양식이 결정된다고 생각된다. Ni기 단결정재는 면심입방구조이기 때문에 기본적으로는 소성변형은 24개의 {111}<110>슬립계, 또는 유사한 확장전위 슬립계의 활동에 의해 지배되는 것이라고 생각된다. 여러 종류의 Ni기 단결정재에 대해서 고온에서의 기계적강도에 미치는 소성이방성의 영향을 슬립계의 활동에 기초해서 검토한 결과, 인장축의 방향이 [001]의 경우는 {111}<110>, {111}<112>, {100}<110>의 3개의 슬립계가 변형을 지배하는 것이 다수

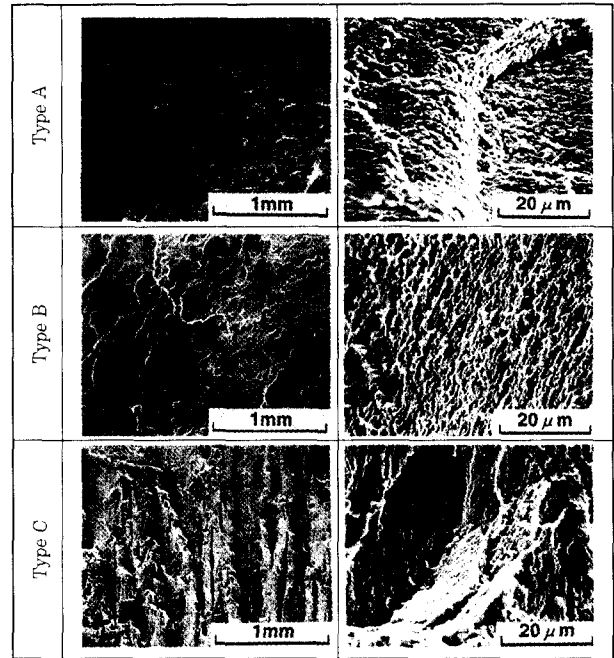


Fig. 10 Macro and microstructures of tensile fracture surface of joints

Table 4 Schmid factors and Schmid factor ratios

Orientation	Schmid Factor (SF)			C value	E value
	{111} <110>	{100} <110>	{111} <112>		
[001]	0.5	0	0.25	0	0.5

C value = SF for {100}<110>/ SF for {111}<110>
E value = SF for {111}<112>/ SF for {111}<110>

의 실험결과로부터 증명되고 있다^{13,14)}. 이들의 검토결과로부터, 인장시험시에 있어서 이 3개의 슬립계의 이동의 용이성에 대해서 검토하였다. 인장축과 슬립면의 각도와 인장방향이 이루는 각도를 각각 ϕ , λ 로 하면, Schmid인자(SF)인 $\cos\phi \cdot \cos\lambda$ 의 대소로 변형저항을 이해하는 것이 가능하다. Table 4에 [001]방향의 인장응력을 가해서 변형한 경우의 슬립계의 Schmid인자를 나타낸다. 표준의 C값은 {111}<110>슬립계와 {100}<110>슬립계의 Schmid인자의 비이고, {111}면에서 {100}면의 전위의 교차슬립을 제어하는 인자를 나타낸다. E값은 {111}<110>슬립계와 {111}<112>슬립계의 Schmid인자의 비이고, {111}면상의 확장전위쪽을 제어하는 인자이다. 인장축이 [001]의 경우는 {100}슬립계에 대한 Schmid인자가 0이기 때문에 {100}슬립계는 활동하기 어렵고, {111}슬립계의 주슬립계 및 2차슬립계가 활동하기 쉽게된다고 생각된다. 한편, γ -Ni₃(Al,Ti)Ll₂형 규칙상 단결정에서는 강도가 피크를 나타내는 온도이상에서는 {111}<110>슬립계가 활동하나, 온도의 상승과 함께 {111}

$\langle 110 \rangle$ 슬립계에서 $\{100\}\langle 110 \rangle$ 슬립계로 교차슬립하여 강도가 피크를 나타내는 온도이상에서는 전위의 $\{100\}$ 면상을 슬립하는 것이 보고되고 있다¹⁴⁾.

본 실험에 있어서 강도가 피크를 나타내는 온도이하의 923~1073K에서는 Type A 및 Type B의 파단면이 지배적이고, 방향성을 가진 직선상으로 되어 있다. 양 Type의 파단면을 X선회절 분석한 결과, Fig.11에 나타낸 바와 같이 파단면은 FCC구조의 최조밀면인 (111)주슬립면인 것을 알 수 있다. 또한, 시험편의 슬립면은 (001)방향의 인장축에 대해서 45도인 사실도 확인되었다. 강도가 피크를 나타내는 온도이상의 1173K에서는 모두 Type C의 파단면이고, 1073K까지 활동하는 (111)슬립면이 명확하지 않고, 여러 방향으로 미끄러짐이 발생하였다. 이상의 사실로부터, CMSX-2 단결정 초내열합금을 [001]방향으로 고온인장시험을 행한 경우, 강도가 피크를 나타내는 온도이하의 923~1073K에서는 석출경화에 의한 γ 상의 미세분산에 의해 γ 중에서 전위의 $\{111\}$ 면에서 $\{100\}$ 면으로의 교차슬립에 의한 $\{100\}\langle 110 \rangle$ 슬립계의 활동이 억제된다. 이때의 강도도 온도의 상승과 함께 증가하여 강도 피크를 가지는 온도영역까지 변형의 대부분은 전위의 $\{111\}$ 면상에서의 미끄러짐에 의해 일어나는 것이라고 생각된다.

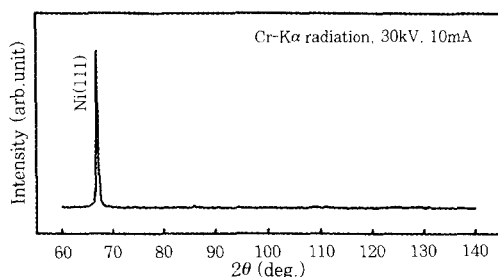


Fig. 11 X-ray diffraction pattern for tensile fracture surface of joints

한편, 강도가 피크를 나타내는 온도이상의 1173K에 있어서 슬립면이 명확하지 않고 여러 방향으로 미끄러진 것 같은 파단형태를 나타내는 것은 온도의 상승과 함께 $\{111\}$ 면에서 $\{100\}$ 면으로 교차슬립 혹은 복수의 변형메카니즘에 의해 변형이 생기는 것에 의해 (111)슬립면의 활동에 의해 변형하는 923~1073K의 경우에 비해 고온강도의 이방성이 작아졌기 때문이라고 사료된다. 또, CMSX-2 단결정 초내열합금이 1173K에서 슬립계가 다른 것에 대해서는 Ni기 초내열합금 특유의 γ 상의 크기, 기하학적 배열 및 γ 상의 강화도의 차이등에 의해 생기는 것이라고 생각된다¹³⁾.

이상과 같이, 인장시험을 행한 경우의 소성변형시에

활성으로 되는 슬립계가 온도에 의존해서 변화하는 것으로부터, 이것을 반영해서 시험편의 파단형태가 인장 시험온도의 상승에 따라 Type A → Type B → Type C로 변화한 것이라고 사료된다.

4. 결 론

Ni기 단결정 초내열합금 CMSX-2에 MBF-80 및 F-24 인서트금속을 사용해서 액상확산접합을 행하여 접합부의 단결정화 거동 및 고온인장특성을 평가하고 해석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 1523K×1.8ks의 조건에서 접합한 후 접합후열처리를 행한 결과, 접합부의 조직, 경도 및 주요원소의 분포가 모재와 거의 균일하였다.
- 2) 등온응고과정에서 고상이 양쪽 접합모재로부터 에 피탁살 성장하여 등온응고완료후에 접합부는 모재와 거의 동일한 결정방위를 가지는 단결정화가 달성되었다.
- 3) MBF-80 및 F-24 인서트금속을 사용해서 접합한 이음부에 대해, 시험온도 923~1173K에서 고온인장시험을 행한 결과, 모든 접합부에서 접합강도, 연신율 및 단면수축율은 모재와 동등한 값을 나타냈다.
- 4) 고온인장 시험편의 파단면은 모재의 파단형태와 동일하게 접합부에서 떨어진 완전모재파단면(Type A), 인장방향에 대해 45도 방향으로 칼로 절단한 것 같은 날카로운 파단면(Type B) 및 접합부 근방에서의 파단면(Type C)의 3종류의 파단면으로 분류되었다. 또, 접합이음부의 파단형태는 시험온도의 증가에 따라 Type A → Type B → Type C로 변화하는 경향을 보였으며, 이러한 파단형태의 변화는 인장시험시 소성 변형에 의한 슬립계가 시험온도에 의존해서 변화한 것으로 사료되었다.

참 고 문 헌

1. 大野, 渡 : 單結晶ブレード用Ni基超耐熱合金, 日立金屬技術, 6 (1988), p9-18
2. H.Harada, T.Yamagata, S.Nakazawa, K.Ohno and M.Yamazaki : Design of High Specific Strength Nickel-Base Single Crystal Superalloys, Proceedings of International Conference on High Temperature Alloys for Power Engineering 1990, held in Liege, Belgium, September 24-27, (1990), p1319
3. 太田, 中川 : ニッケル基礎合金單結晶の再結晶挙動, 日本金屬學會誌, 54-1 (1990), p84-92
4. 平岡, 岡田, 入江, 藤井 : 電子ビーム溶接したモリブデン單結晶の引張特性, 日本金屬學會誌, 51-5 (1987), p407-412

5. 平岡 : 高融點金屬單結晶の接合・加工, 高温學會誌, 20-1 (1994), p4-11
6. J.R.Dole, P.A.Vozzella, F.J.Wallace and H.B.Dunthorne : Comparison of Inertia Bonded and Electron Beam Welded Joints in a Nickel-Base Superalloy, Welding Journal, 48-11 (1969), p514s
7. Y.Hiraoka : Brazing of Single-Crystalline Molybdenum by Using Pd-20%Ag Alloy, Int. J. Refractory Met. & Hard Mater., 11 (1992), p303-307
8. 大橋, 藤井, 山縣 : モリブデン及びNi基耐熱合金の單結晶材料の擴散接合, 溶接學會全國大會講演概要, 45 (1989), p192-193
9. 大橋, 菅 : 單結晶材料の擴散接合, 溶接學會界面接合研究委員會資料, LJ-16-89, (1989), p1-10
10. S.Kamohara, T.Funamoto, K.Yasuda, A.Yoshinari and T.Shibayanagi : Liquid-Phase Diffusion-Welding of Single-Crystal Nickel Base Superalloy, International Trends in Welding Science and Technology, Proc. of the 3rd Int. Conf. on Trends in Welding Research, Gatlinburg, Tennessee, USA, (1992), p1089-1093
11. 浦原, 舟木, 和知, 安田, 柴柳 : 單結晶Ni基超合金の液相擴散接合, 溶接學會全國大會講演概要, 52 (1993) p182-183
12. B.L.Adams, S.I.Wright and K.Kunze : Orientation Imaging : The Emergence of a New Microscopy, Metall. Trans., 24A (1993), p819-831
13. 寛, 坂本, 郭 : Ni基超合金單結晶の高温強度に及ぼす塑性異方性の影響, 耐熱金屬材料第123委員會研究報告, 34-3 (1993), p287-301
14. 田, 佐野, 根本 : 不規則析出相を含む γ -Ni₃(Al,Ti)L1₂型規則相單結晶の強度の方位依存性, 日本金屬學會誌, 54-3 (1990), p285-291