

초내열합금 wide-gap 브레이징부의 미세조직 및 기계적 성질 변화에 미치는 첨가금속분말의 영향

김용환 · 권숙인[†] · 변재원* · 이원식**

고려대학교 신소재 공학과

*고려대학교 공학기술연구소

**한국생산기술연구원 나노소재팀

Effect of Additive Powder on Microstructural Evolutions and Mechanical Properties of the Wide-gap Brazed Region in IN738 superalloy

Y. H. Kim, S. I. Kwun[†], J. W. Byeon* and W. S. Lee**

Division of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul, 136-701, Korea

*Research Institute of Engineering and Technology, Korea University, Seoul, 136-701, Korea

**Advanced Material Division Korea Institute of Industrial Technology, Chonan, 330-825, Korea

(2005년 3월 7일 받음, 2005년 6월 10일 최종수정본 받음)

Abstract The effect of IN738 additive powder on microstructure and mechanical properties of the wide-gap region brazed with BNi-3 filler metal powder was investigated. The wide-gap brazing was conducted in a vacuum of 2×10^{-5} torr at 1200°C with various powder mixing ratios of additive to filler powders. The microstructures of the wide-gap brazed region were analyzed by SEM and AES. The region brazed with only BNi-3 filler metal powder had a microstructure consisted of proeutectic, binary eutectic and ternary eutectic structure, while that brazed with a mixture of IN738 additive powder and BNi-3 filler metal powder had a microstructure consisted of IN738 additive powder, binary eutectic of Ni₃B-Ni solid solution and (Cr, W)B. The fracture strength of the wide-gap brazed region was about 680 MPa regardless of the additive powder mixing ratios. Cracks were initiated at the (Cr, W)B and binary eutectic of Ni₃B-Ni solid solution, and propagated through them in the wide-gap brazed region, which lowered the fracture strength of the region.

Key words wide-gap brazing, BNi-3 filler metal powder, IN738 additive powder, (Cr, W)B, binary eutectic of Ni₃B-Ni solid solution.

1. 서 론

브레이징은 항공엔진부품 또는 가스터빈 등과 같은 고온 부품의 접합(joining) 또는 작동 중 발생한 균열을 보수(repair)하기 위한 방법으로 광범위하게 사용되어 왔다.¹⁻⁵⁾ 일반적인 브레이징은 용접저하원소가 포함된 삽입금속이 모재보다 낮은 온도에서 용융되어 서로 밀접하게 마주하고 있는 접합부 사이의 모세관력을(capillary force)에 의해 브레이징이 이루어진다.⁶⁾ 그러나 고온에서 장시간 사용으로 인해 가스터빈 블레이드 등과 같은 고온부품의 표면에 발생한 표면 균열은 그 형태가 일정하지 않고 균열부가 넓기 때문에 삽입금속만이 이용되는 브레이징은 적용되기 어렵다.^{7,8)} 이에 따라 wide-gap을 브레이징 할 수 있는 방법에 대한 연구가 진행되어 왔다.^{2,4)} 삽

입금속만을 이용하는 일반적인 브레이징과는 달리, wide-gap 브레이징은 삽입금속분말과 첨가금속분말의 혼합물을 이용한다. wide-gap 브레이징 공정 중에 첨가금속분말은 용융되지 않으며 용융된 삽입금속이 브레이징부에 유지되는데 필요한 모세관력을 제공한다. 첨가금속분말은 또한 삽입금속에 포함된 용접저하원소의 흡수처(sink)로도 작용한다.⁶⁻⁸⁾

니켈기 초내열 합금의 접합 및 보수에는 주로 B 또는 Si 등의 용접저하원소가 함유된 Ni기 삽입금속이 사용된다.⁹⁻¹¹⁾ 그러나 B 및 Si 등과 같은 원소는 Ni와 반응하여 경하고 취약한 금속간화합물을 생성하며 이러한 금속간 화합물은 브레이징부의 기계적 성질을 저하시키는 것으로 보고되고 있다.^{1,8,12)}

첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징에 대한 연구는 주로 기계적 성질에 영향을 미치는 공정 변수에 대한 연구^{8,9,13-16)}가 주를 이루었지만 wide-gap 브레이징부

[†]E-Mail : sookkwun@korea.ac.kr

의 미세조직 변화 및 기계적 성질에 미치는 첨가금속분말의 역할에 대한 체계적인 연구가 부족하다.

본 연구는 용접저하원소로 B과 Si을 함유한 AWS(American Welding Society) 규격의 Ni기 삽입금속분말 BNi-3 합금분말과 IN738 첨가금속분말을 혼합하여 wide-gap 브레이징을 하였을 경우, 미세조직 변화와 기계적 성질 변화를 통해 첨가금속분말의 역할에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 모재는 IN738 니켈기 초내열 합금이었다. 첨가금속분말로는 모재와 유사한 조성의 IN738 분말이며 삽입금속은 AWS 규격의 BNi-3 분말이었다. 본 연구에 사용된 재료의 조성을 Table 1에 나타내었다. 첨가금속분말 및 삽입금속분말은 Sulzer Metco사의 제품으로 모두 가스 분무법(gas atomization)으로 제조되었고, 두 분말 모두 평균 크기는 약 $75 \mu\text{m}$ 이었다.

가로, 세로 및 두께가 각각 50, 80, 2 mm인 IN738 모재 합금의 중앙부에 폭 2 mm, 깊이 1.8 mm의 브레이징부를 방전가공으로 제작하였다. 브레이징면은 #1,000 SiC 연마지로 연마하였으며 아세톤 용액 속에서 30분간 초음파 세척 후 건조하였다.

첨가금속분말과 삽입금속분말은 무게비로 각각 80:20, 70:30, 60:40, 50:50의 비율로 하여 horizontal mill에서 2시간 동안 혼합 하였으며, 이후 혼합된 분말을 acryl binder와 혼합하여 페이스트(paste) 형태로 한 후, 0.1 MPa의 성형압으로 브레이징부에 장입하였다. wide-gap 브레이징은 2×10^{-5} torr의 고진공 하에서 BNi-3 삽입금속분말의 시차열분석(Differential Thermal Analysis, DTA)을 통해 얻은 결과로부터 BNi-3 합금분말의 액상선보다 약 100°C 높은 온도인 1200°C에서 실시하였다. wide-gap 브레이징 공정은 분당 15°C의 승온 속도로 브레이징 온도까지 가열하였으며 브레이징 온도에서 1시간 유지 후 상온까지 노냉 하였다.

wide-gap 브레이징부의 미세조직은 브레이징 후 노냉된 시편의 단면부를 절단하여 경면 연마한 후, 5 ml H_3PO_4 + 20 ml H_2SO_4 + 20 ml HNO_3 + 55 ml H_2O_2 용액

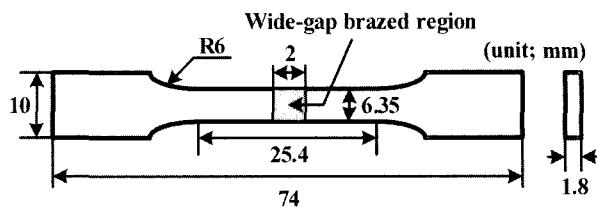


Fig. 1. A schematic of tensile test specimen used in the present research.

속에서 1.5 V의 전압을 가하여 5초간 전해 애칭한 후, 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 이용하여 관찰하였다. 또한 브레이징부에 생성된 봉화물은 오제이전자분광법(Auger Electron Spectroscopy, AES)을 이용하여 분석하였다.

첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비에 따른 wide-gap 브레이징부의 기계적 특성 평가를 위해 상온 및 고온(900°C)에서 인장시험을 실시하였으며, 각 조건에서 5회의 시험을 실시하여 이들의 평균값을 나타내었다. 또한 IN738 모재부와 wide-gap 브레이징부에 대한 강도값의 비교를 위해 IN738 모재의 상온 및 고온(900°C) 인장 시험을 실시하였다. Fig. 1에 본 연구에서 사용된 인장 시편의 형상을 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

3.1.1 BNi-3 삽입금속분말만을 사용하였을 경우

Fig. 2(a)는 BNi-3 삽입금속분말만으로 브레이징 공정을 행한 브레이징부의 미세조직이다. 그림에서 보여지는 것처럼 브레이징부는 진한 회색의 초정상(primary phase) P, 초정상 주변에 진한 회색의 연신된 모양인 B1과 밝은 회색의 B2가 층상구조(lamellar structure)로 이루어진 이원계 공정(B) 및 삼원계 공정(T)으로 구성되어 있다. Fig. 2(b)는 Fig. 2(a)의 삼원계 공정 T의 고배율 사진으로 T는 각각 진한 회색의 작은 구형인 T1, 기지 조직인 T2 및 밝은 회색의 작은 T3로 이루어져 있음을 알 수 있다. wide-gap 브레이징부에 존재하는 각 상에 대

Table 1. Chemical compositions of base metal, additive powder and filler powder

Element(wt.%)	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Ta	B	Si	C	Mo	Nb	Zr
Base metal IN738	61.2 (58.9)	16 (17.4)	8.5 (8.1)	3.4 (4.0)	3.4 (7.1)	2.6 (0.8)	1.7 (0.5)	-	0.3 (0.6)	0.2 (0.9)	1.7 (1.0)	0.9 (0.5)	0.1 (0.1)
Additive powder IN738	66.1 (62.9)	16 (17.2)	8.5 (8.1)	3.4 (4.0)	3.4 (7.0)	2.6 (0.8)	-	-	-	-	-	-	-
Filler powder BNi-3	92.4 (77.9)	-	-	-	-	-	-	3.1 (14.2)	4.5 (7.9)	-	-	-	-

Numbers in parenthesis are in atomic %.

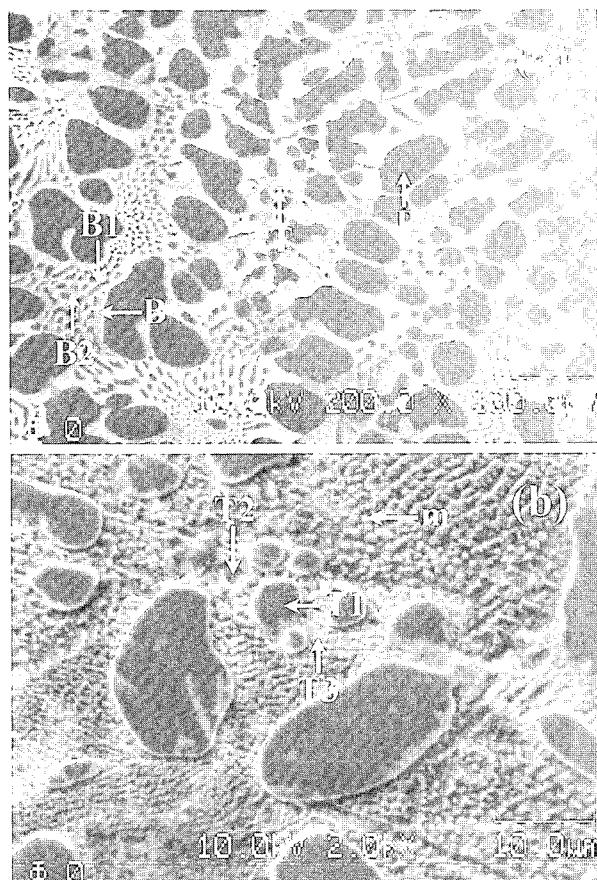


Fig. 2. Microstructure of the region brazed with only BNi-3 filler metal powder showing primary phase(P), binary eutectic(B) which consists of B1 and B2, ternary eutectic(T1, T2 and T3) and m which precipitated in Ni solid solution matrix; (a) low magnification(X200) and (b) high magnification(X2,000).

한 AES 성분 분석 결과를 Table 2에 요약하여 나타내었다. AES 조성 분석 결과로부터 P는 Ni_3B , B1은 Ni_3B , B2는 Ni 고용체, T1, T2 및 T3는 각각 Ni_3B , Ni 고용체, 그리고 Ni_3Si 로 분석되었다. Fig. 2(b)의 m은 Ni 고용체 기지에 석출된 Ni_3Si 인 것으로 확인되었으며

Table 2. Results of AES composition analysis of phases in the wide-gap region brazed with only BNi-3 filler metal powder

constituents	Element(at.%)			Phase
	Ni	B	Si	
P	72.6	27.4	-	Ni_3B
B	73.8	26.2	-	Ni_3B
	98.7	-	1.3	Ni solid solution
T1	73.9	26.1	-	Ni_3B
T2	99.1	-	0.9	Ni solid solution
T3	79.9	26.1	20.1	Ni_3Si
m	79.3	-	20.7	Ni_3Si

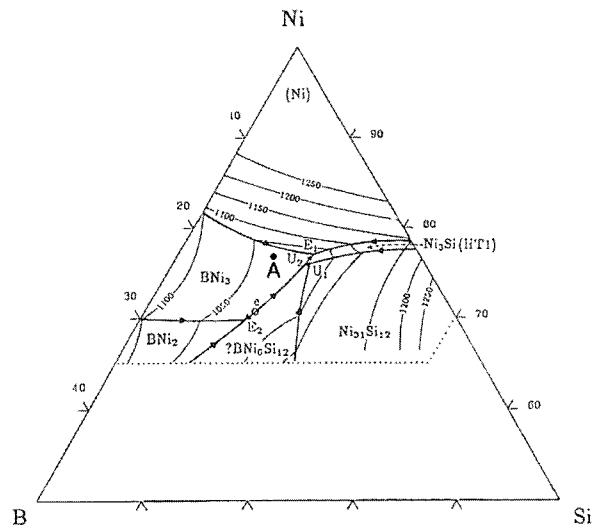


Fig. 3. The partial liquidus projection of B-Ni-Si ternary alloy phase diagram¹⁷⁾.

기준의 연구와 일치 한다.^{10,11)}

Fig. 3은 B-Ni-Si 삼원계 평형 상태도¹⁷⁾이다. 본 연구에 사용된 BNi-3 삽입금속분말의 조성은 A점으로, 상태도¹⁷⁾에 의하면 BNi-3 삽입금속은 용융 후, 온도가 감소함에 따라 액상에서 먼저 초정상인 Ni_3B 가 형성되고, 이후 Ni_3B 와 Ni 고용체의 이원계 공정이 형성되며, 최종적으로 남아있는 잔류액상에서 Ni_3B -Ni 고용체- Ni_3Si 의 삼원계 공정이 형성되는 것으로 보인다. wide-gap 브레이징부의 상 분석 결과와 삼원계 상태도를 종합해 볼 때, BNi-3 삽입금속분말만으로 브레이징 공정을 거친 브레이징부는 초정 Ni_3B (P), Ni_3B (B1)-Ni 고용체(B2)의 이원계 공정(B) 및 Ni_3B (T1)-Ni 고용체(T2)- Ni_3Si (T3)의 삼원계 공정(T)으로 이루어져 있음을 알 수 있다.

3.1.2 BNi-3 삽입금속분말과 첨가금속분말을 혼합하였을 경우

Fig. 4는 60 wt%의 첨가금속분말과 40 wt%의 삽입금속분말을 혼합하여 wide-gap 브레이징한 지역을 SEM으로 관찰하고 Ni, Cr 및 B을 AES로 element mapping한 결과이다. 첨가금속분말이 혼합된 브레이징부는 밝은 구형상(a), 검은색 각형상(b) 및 회색상(c)으로 이루어진 것으로 볼 수 있다. Fig. 5는 Fig. 4(a)에 c로 표기된 부위의 고배율 사진으로, c는 공정 형태를 이루고 있는 c1과 c2로 구분됨을 알 수 있다. 브레이징부에 존재하는 각상(a, b 및 c)에 대한 AES 성분 분석 결과를 Table 3에 나타내었다. AES 성분 분석 결과로부터 a는 브레이징 공정 시 첨가된 IN738 첨가금속분말, b는 (Cr, W)B 그리고 c는 Ni_3B (c1)와 Ni 고용체(c2)로 이루어진 이원계 공정으로 분석되었다. AES 성분 분석 결과에 의하면 브레이징 공정 후에는 첨가금속분말의 표면부에 약 3.2 at.%의 Si이 존재하는 것이 확인되었다. 브레이징부에 존재

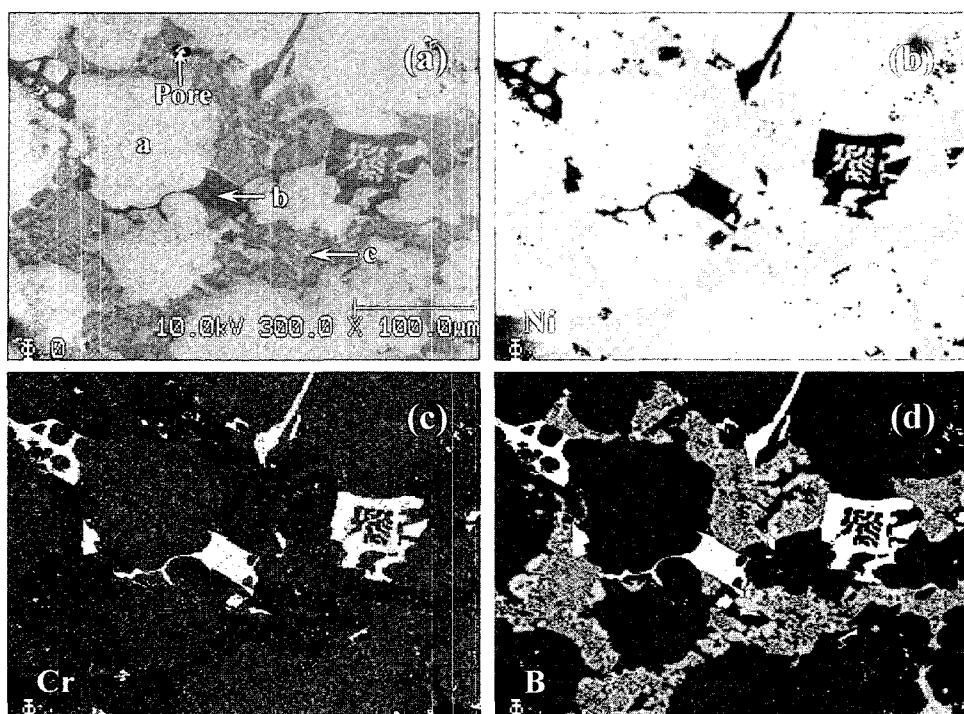


Fig. 4. SEM and AES element mapping results of the wide-gap region brazed with 60 wt.% additive powder and 40 wt.% filler metal powder; (a) SEM image, (b) Ni, (c) Cr and (d) B.

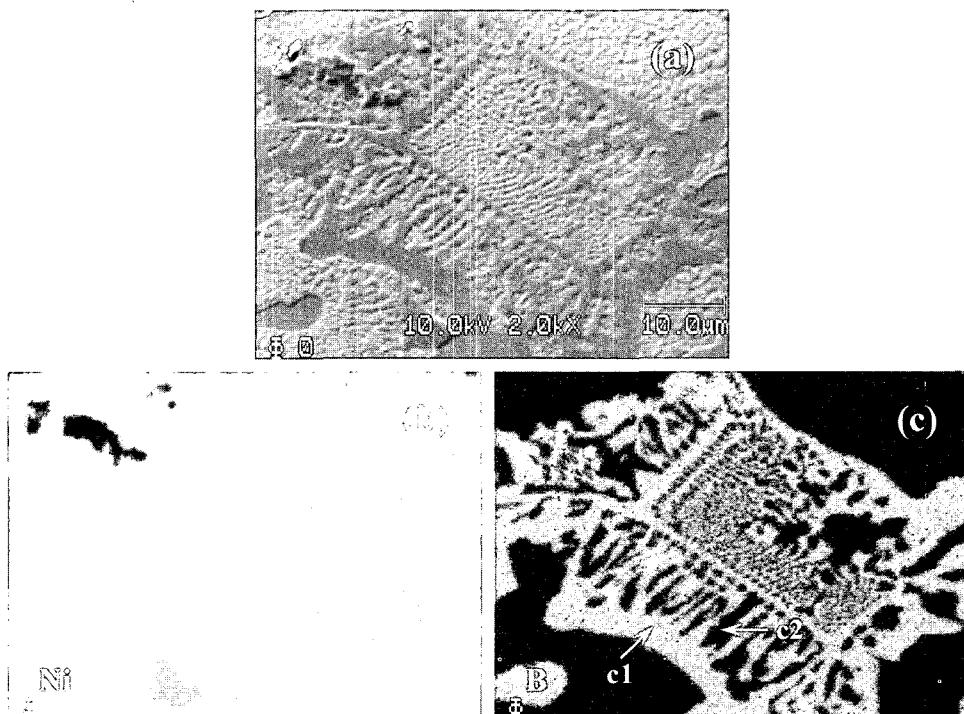


Fig. 5. High magnification(X2,000) micrograph and AES element mapping of an area marked as c in Fig. 4(a) which consist of c1 and c2; (a) SEM image, (b) Ni and (c) B.

하는 각 상들의 성분 및 형태(morphology)를 관찰한 결과, BNi-3 삽입금속만으로 브레이징을 행하였을때 나타

났던 Ni₃B-Ni 고용체-Ni₃Si의 삼원계 공정은 관찰되지 않았다. 또한 브레이징 공정 후 삽입금속의 AES 성분 분

Table 3. Results of AES composition analysis of the wide-gap region brazed with 60 wt.% additive powder and 40 wt.% BNi-3 filler metal powder

Constituents	Element (at.%)								Phase
	Ni	Cr	B	Co	Al	Ti	Si	W	
a	surface	73.4	10.7	-	5.6	4.4	2.7	3.2	IN738 additive
	center	66.2	10.6	-	9.0	5.3	3.5	2.8	
b	-	44.9	45.8	-	-	-	-	9.3	(Cr, W)B
c	c1	69.6	2.3	23.2	-	-	4.8	-	Ni ₃ B
	c2	82.9	12.6	-	-	-	4.5	-	Ni solid solution

석 결과, BNi-3 삽입금속분말에는 존재하지 않는 첨가금속분말 성분 원소인 Cr 및 Ti 등의 원소가 검출되었다. 이는 wide-gap 브레이징 공정 시 첨가금속분말에 존재하는 원소들 중 삽입금속에는 존재하지 않는 원소들의 농도구배로 인해 삽입금속으로 확산이 일어나 Ni 고용체를 형성한 것으로 판단된다.

삽입금속이 브레이징 온도에서 용융되면 확산 속도가 빠른 용점저하원소가 모재 및 첨가금속분말로 확산해 들어가 모재 및 첨가금속분말의 표면이 용융된다. 이와 동시에 첨가금속분말에 존재하는 원소들 중 삽입금속에는 존재하지 않는 원소들은 농도구배로 인해 삽입금속으로 확산이 일어나 조성적 등온 응고가 완료 된다.^{18,19)} BNi-3 삽입금속분말내의 용점저하원소인 Si이 Ni에 고용될 수 있는 최대 고용도는 1400°C에서 약 14 at.%²⁰⁾이고 B이 Ni에 고용될 수 있는 최대 고용도는 1093°C에서 약 0.3 at.%²¹⁾이다. 즉, Si은 wide-gap 브레이징 공정 시 첨가금속분말 및 모재로 고용될 수 있는 양이 B보다 매우 많다. 이와 같은 이유로 인하여 60 wt.%의 첨가금속분말이 혼합된 브레이징부에서는 삽입금속에 존재하던 Si이 첨가금속분말 및 모재로 확산해 들어가 Ni에 고용되어 남아 있는 Si의 양이 부족하게 되어 때문에 Ni₃B-Ni 고용체-Ni₃Si의 삼원계 공정을 형성하지 않은 것으로 판단된다. 이러한 결과는 Fig. 6의 BNi-3 삽입금속분말 및 첨가금속분말과 BNi-3 삽입금속분말의 혼합분말에 대한 시차주사열량(Differential scanning calorimetry, DSC) 분석 결과로서 확인 될 수 있다. BNi-3 삽입금속분말과 혼합분말의 승온에 따른 시차주사열량결과(Fig. 6(a))에서 첫 번째 피크는 Ni₃B-Ni 고용체-Ni₃Si의 3원계 공정 반응으로 고려되어지며, 두 번째 피크는 Ni₃B-Ni 고용체의 이원계 공정 반응으로 고려되어진다. 그러나 이를 합금 분말을 냉각 할 경우(Fig. 6(b)), BNi-3 삽입금속분말에서는 삼원계 공정 반응이 관찰되지만 혼합분말에서는 삼원계 공정 반응이 관찰되지 않는다. 평형 상태도에서 삼원계 공정 반응의 조성과 온도를 고려하여 분석해보면 다음과 같다.¹⁷⁾

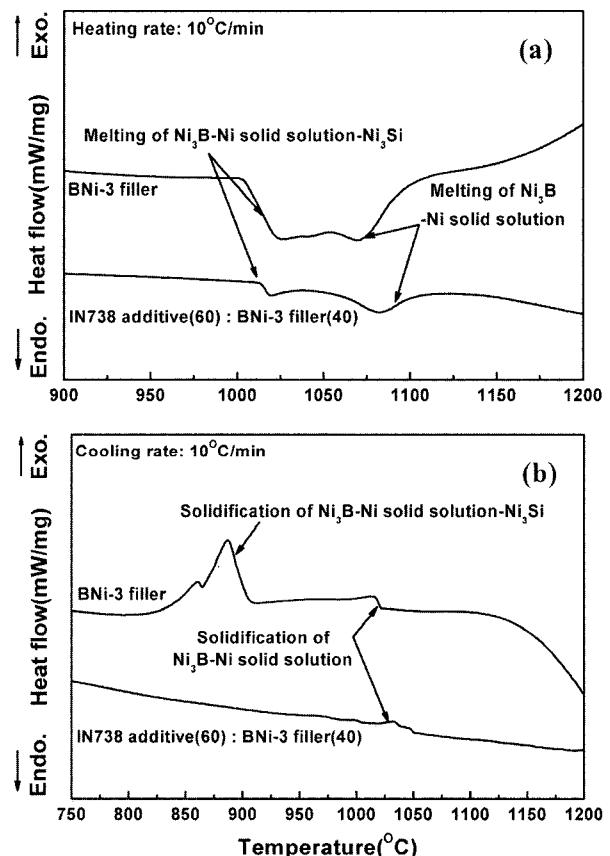
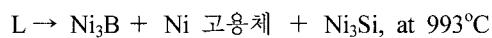


Fig. 6. DSC curves of BNi-3 filler metal powder and powder mixture of IN738 additive and BNi-3 filler metal showing (a) melting and (b) solidification curve.

즉, 삼원계 공정 반응이 일어나기 위해서는 Si이 필요 한데 앞에서 언급 하였듯이 Si이 첨가금속분말 및 모재로 확산 고용되어 삼원계 공정이 형성되지 않은 것으로 생각된다.

Fig. 7에 첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비에 따른 브레이징부의 미세조직 변화를 나타내었다. BNi-3 삽입금속분말로만 브레이징된 지역(Fig. 7(a))은 Ni₃B(P)로 이루어진 초정상과 이원계 및 삼원계 공정으로 이루어져 있다. 그러나 첨가금속분말이 혼합된 브레이징부는 첨가

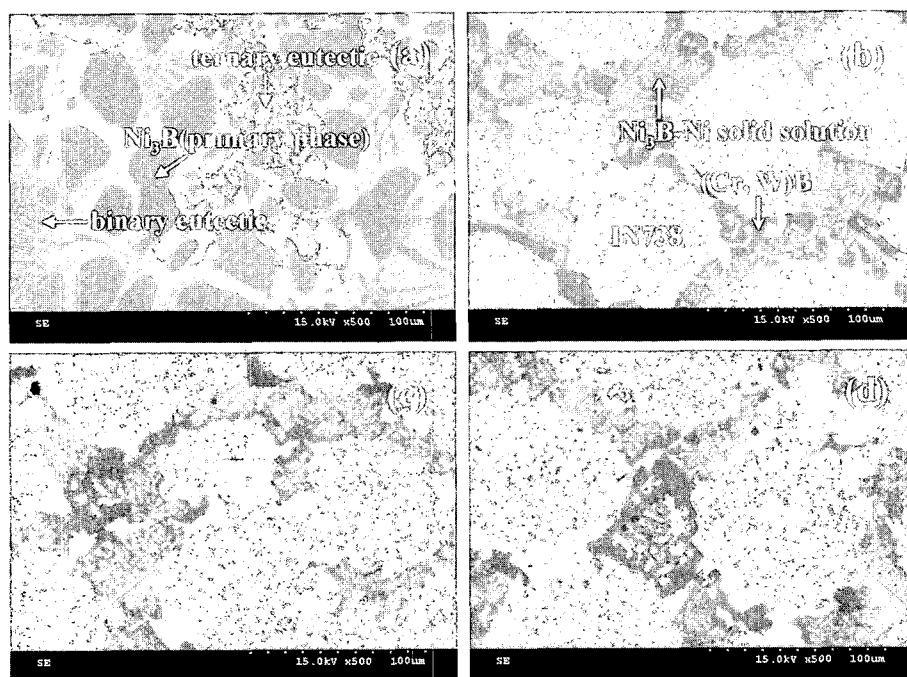


Fig. 7. Microstructure of the region brazed with different additive contents(wt.%); (a) BNi-3 only, (b) 50wt.% additive+50 wt.% BNi-3, (c) 60wt.% additive+40 wt.% BNi-3, and (d) 70wt.% additive+30 wt.% BNi-3.

금속분말, Ni₃B-Ni 고용체로 이루어진 이원계 공정과 (Cr, W)B로 이루어져 있으며, 첨가금속분말의 혼합비가 증가할수록 브레이징부에 존재하는 Ni₃B-Ni 고용체의 이원계 공정과 (Cr, W)B의 양은 감소하는 것으로 관찰되었다 (Fig. 7(b), (c), (d)). 또한 첨가금속분말은 초기 약 75 μm에서 wide-gap 브레이징 공정 후에는 약 93.6 μm으로 그 크기가 증가하였다.

브레이징 공정 시 용융된 삽입금속의 응고는 모재 표면에서 시작되어 브레이징부의 중심부로 방향성 응고가 진행 된다.¹⁰⁾ 그러나 첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부에서 용융 삽입금속의 응고는 모재 표면 및 첨가금속분말에서 동시에 진행된 것으로 판단된다. 따라서 브레이징 공정 후 첨가금속분말은 93.6 μm으로 그 크기가 증가했으며, 이는 wide-gap 브레이징부에 첨가된 첨가금속분말이 용융 삽입금속의 응고 시 모재 표면과 함께 핵생성 자리로 작용했음을 의미한다. 또한 첨가금속분말이 브레이징부에 균일하게 분포하기 때문에 방향성 응고 조직은 형성되지 않은 것으로 생각된다.

wide-gap 브레이징부에 생성된 (Cr, W)B는 첨가금속분말 및 모재에 고용되고 남은 B이 첨가금속분말의 Cr 및 W와 반응하여 생성된 것으로 판단된다. Jahnke¹³⁾와 Tandon 등²²⁾도 브레이징 공정 후 (Cr, W)B의 생성을 보고하였다. 또한 Su 등¹⁶⁾과 Iacocca²³⁾는 브레이징부에 생성된 Cr boride는 안정상이므로 브레이징 공정 후 이들의 성분은 변하지 않는다고 보고하였다. 따라서 첨가금속분말이 wide-gap 브레이징부의 미세조직 변화에 미치

는 영향은 Ni₃B-Ni 고용체-Ni₃Si 삼원계 공정의 소멸과 방향성 응고의 억제 및 (Cr, W)B의 형성인 것으로 요약될 수 있다.

3.2 기계적 성질

Fig. 8은 첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비를 달리하여 브레이징을 행한 wide-gap 브레이징부의 상온 및 900°C 파괴강도 시험 결과이다. 첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부의 상온 파괴강도(623~687 MPa)는 BNi-3 삽입금속분말로만 브레이징을 행한 브레이징부의 파

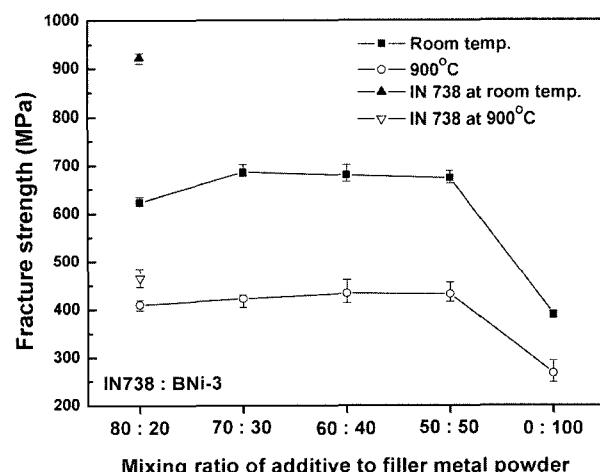


Fig. 8. Changes in fracture strength of the wide-gap region brazed with different powder mixing ratio of additive to filler metal powder(wt.%) at room temperature and 900°C.

파괴도(390 MPa)보다 매우 높았으며 첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비가 70:30 일 때가 최대임을 보였다. 그러나 첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비에 따른 파괴강도의 차이는 크지 않았으며 IN738 모재 강도의 약 70% 값을 나타내었다. 또한 900°C에서 측정된 고온 파괴강도 역시 BNi-3 삽입금속만을 이용한 경우에는 매우 낮았으며 첨가금속분말의 혼합비에 따른 파괴강도 변화는 거의 없었다.

Fig. 9는 60 wt%의 첨가금속분말과 40 wt%의 삽입금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부의 상온 및 고온 파괴 강도 시험 후 파단면을 관찰한 사진이다. 파단면 형상과 2차 균열이 생성된 상의 EDS 성분분석 결과(Table 4)를 종합해 볼 때, 브레이징부에서의 파단은 상온 및 고온 시험 모두 Ni₃B-Ni 고용체의 이원계 공정(Fig. 9(a)),

(c))과 (Cr, W)B(Fig. 9(b), (d))내에서 시작된 것으로 관찰되었다.

브레이징부에 생성된 융화물((Cr, W)B)과 공정상(Ni₃B-Ni)들은 취약하기 때문에, 이들은 브레이징부의 기계적 성질을 저하시키는 것으로 보고되고 있다.^{4,8,9)} Su 등¹⁶⁾은 첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부에 대한 파괴 강도 시험 시 브레이징부의 파단은 삽입금속과 첨가금속분말의 계면을 따른 균열 전파에 기인한다고 보고하였다. Wu 등⁸⁾은 브레이징 온도에 따른 브레이징부의 기계적 성질을 조사하였으며, 브레이징부에 존재하는 조대한 금속간화합물이 브레이징부의 기계적 성질을 향상시킨다고 보고하였다. 그러나 본 연구 결과에서는 Ni₃B-Ni 고용체로 이루어진 이원계 공정 및 (Cr, W)B의 취약한 성질 때문에 이들 상에서 균열이 생성되며 또한 이들을

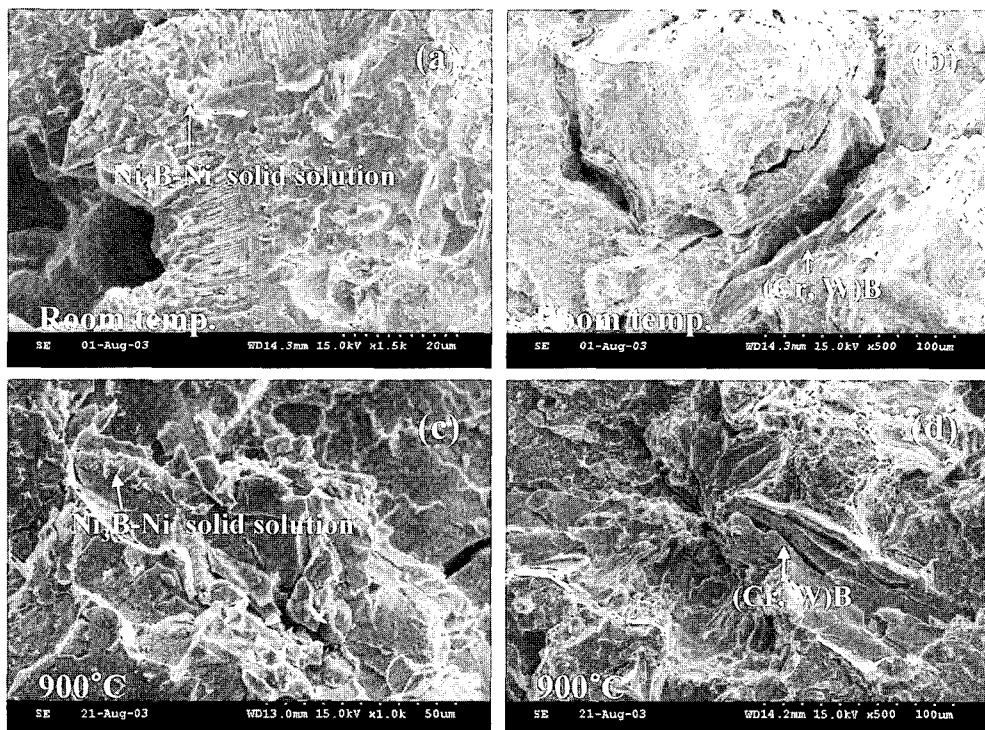


Fig. 9. Fractographs of wide-gap region brazed with 60wt.% additive powder and 40wt.% BNi-3 filler metal powder after tensile test at room temperature and 900°C showing cracks initiated at (a) Ni₃B-Ni solid solution, (b) (Cr, W)B, (c) Ni₃B-Ni solid solution and (d) (Cr, W)B.

Table 4. Results of EDS composition analysis of phase in the tensile-fractured surface of the region brazed with 60 wt.% additive powder and 40 wt.% filler metal powder

Tensile Test Condition	Phase	Element (at.%)						
		Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	O
Room Temperature	Ni ₃ B-Ni solid solution	80.7	4.9	4.6	6.2	3.6	-	-
	(Cr, W)B	-	95.4	-	-	-	4.6	-
900°C	Ni ₃ B-Ni solid solution	59.4	3.8	3.7	5.1	4.1	-	23.9
	(Cr, W)B	-	72.8	-	-	-	1.15	26.1

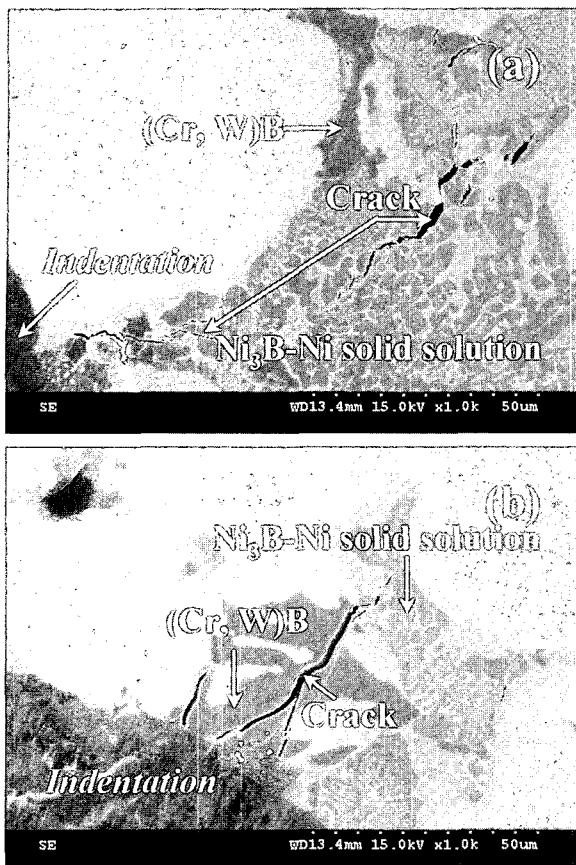


Fig. 10. Cracks around HRC indentation showing their propagation paths in the wide-gap region brazed with 60 wt.% IN738 additive powder and 40 wt.% BNi-3 filler metal powder; (a) $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ solid solution and (b) (Cr, W)B.

통하여 전파하는 것으로 생각된다.

이러한 추론을 증명하기 위해 비커스 경도계를 이용하여 wide-gap 브레이징부에 존재하는 각 상의 미소경도를 측정한 결과, IN738 첨가금속분말, Ni_3B 및 (Cr, W)B의 경도는 각각 Hv 434, 1246 그리고 846으로 측정되었다. 경도와 취성이 비례한다고 가정할 때, Ni_3B 상과 (Cr, W)B의 높은 경도 때문에 이들 상에서 균열이 생성되고 전파된 것으로 판단되며 이는 Fig. 10에서 보여지는 것과 같이 HRC 경도 시험 후 다이아몬드 압입자 주변에서 균열은 $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정(Fig. 10(a)) 및 (Cr, W)B(Fig. 10(b)) 내에서 시작되어 이들을 통해 전파하였다. 따라서 이들 상의 취약한 성질 때문에 wide-gap 브레이징부의 파단이 일어난 것으로 생각된다. 또한 브레이징부에 존재하는 $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정 및 (Cr, W)B이 본 실험의 혼합비율 범위에서는 서로 연결되어 있으므로(Fig. 7(b), (c), (d)), 균열의 전파가 쉬워 첨가금속분말과 삽입금속분말의 혼합비에 관계없이 브레이징부가 거의 유사한 파괴 강도 값을 나타낸 것으로 판단된다.

4. 결 론

IN738 초내열합금에서 BNi-3 삽입금속분말 및 IN738 첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부의 미세조직 변화 및 기계적 성질을 연구하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) BNi-3 삽입금속분말만을 이용하여 wide-gap 브레이징부를 행한 브레이징부는 초정 Ni_3B , $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정, $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체- Ni_3Si 의 삼원계 공정으로 이루어져 있다. 그러나 삽입금속분말과 IN738 첨가금속분말이 혼합된 브레이징부는 IN738 첨가금속분말, $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정 및 (Cr, W)B로 구성되어져 있다.

(2) wide-gap 브레이징부에 첨가된 첨가금속분말은 B 및 Si의 흡수처로 작용하여 $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체- Ni_3Si 의 삼원계 공정의 생성을 억제하였다. 한편 첨가금속분말의 혼합비가 증가할수록 wide-gap 브레이징부에 존재하는 $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정 및 (Cr, W)B의 양은 감소하였다.

(3) 첨가금속분말이 혼합된 wide-gap 브레이징부의 파괴강도(623~687 MPa)는 삽입금속분말로만 브레이징을 행한 브레이징부의 강도(390 MPa)보다 더 높았다. 그러나 첨가금속분말의 혼합비에 따른 파괴강도의 변화는 미미하였다.

(4) wide-gap 브레이징부에서 균열은 $\text{Ni}_3\text{B}-\text{Ni}$ 고용체의 이원계 공정 및 (Cr, W)B에서 생성되고, 연결된 이들 상을 따라 균열이 전파하여 브레이징부의 파괴가 발생한 것으로 관찰되었다.

참 고 문 헌

1. K. A. Ellison, J. Liubudi and J. T. Stover, Superalloy 1996, The Minerals, Metals and Materials Society, 763 (1996).
2. K. A. Ellison, P. Lowden and J. Liuburdi, J. Eng. Gas Turbine and Power, **116**, 237 (1994).
3. P. Brauny, M. Hammerschmidt and M. Malik, Mater. Sci. Tech., **1**, 719 (1985).
4. S. R. Bell, Mater. Sci. Tech., **1**, 629 (1985).
5. W. Miglietti, DVS Berichtz, **212**, 101 (2001).
6. L. C. Lim, W. Y. Lee and M. O. Lai, Mater. Sci. Tech., **11**, 955 (1995).
7. J. Zhang, Z. Zhang, J. Sun and X. Liu, Mater. Trans. JIM, **41**, 1073 (2000).
8. X. W. Wu, R. S. Chandel, H. P. Seow and H. Li, J. Mater. Proc. Tech., **113**, 215 (2001).
9. E. Lugscheider, Th. Schittny and E. Halmoy, Weld. Res. Suppl., **1**, 9s (1989).
10. S. K. Tung, L. C. Lim and M. O. Lai, Scripta Mater., **33**, 1253 (1995).
11. S. K. Tung, L. C. Lim and M. O. Lai, Scripta Mater., **34**, 763 (1996).

12. E. Lugscheider, K. Klohn and R. Lison, Weld. J., **58**, 296s (1979).
13. B. Jahnke and J. Demny, Thin Sol. Film, **110**, 225 (1983).
14. Y. H. Yu and M. O. Lai, J. Mater. Sci., **30**, 2101 (1995).
15. C. Y. Su, C. P. Chou, W. J. Chang and M. H. Li, J. Mat. Eng. Perf., **9**, 663 (2000).
16. C. Y. Su, W. C. Lih, C. P. Chou and H. C. Tsai, J. Mater. Proc. Tech., **115**, 326 (2001).
17. P. Villars, A. Prince and H. Okamoto, Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 5508 (1995).
18. D. S. Duvall, W. A. Owczarski and D. F. Paulonis, Weld. J., **53**, 203 (1974).
19. C. L. Ou and R. K. Shiue, J. Mat. Sci., **38**, 2337 (2003).
20. T. B. Massalski, Binary Alloy Phase Diagrams, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 509 (1990).
21. T. B. Massalski, Binary Alloy Phase Diagrams, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 2860 (1990).
22. R. Tandon and R. M. German, Int. J. Powd. Metall., **30**, 435 (1994).
23. R. G. Iacobca, Metall. Trans., **27A**, 145 (1996).