

René 95 초내열 합금 분말을 이용한 열간 정수압 성형 및 성형 조건에 따른 미세조직 변화

표성규* · 김재중 · 김낙준

*현대전자산업주식회사

포항공과대학교 항공재료연구센터

HIP Consolidation and Effect of Process Variables on Microstructure for René 95 Superalloy Powders

Sung G. Pyo*, Jae Joong Kim and Nack J. Kim

*Hyundai Electronic Industries Co., Ltd., Semiconductor Research Division,
Ichon, Kyungki-do 467-701, Korea

Center for Advanced Aerospace Materials, Pohang University of Science and
Technology, Pohang 790-784, Korea

(Received March 24, 1999)

Abstract The present study is concerned with the effect of PM process variables on the microstructure by using atomized superalloy powders. It is suggested that the inhomogeneity of composition is strongly dependent on the process variables. The contents of segregation elements of plasma rotating electrode process (PREP) powders are larger than those of Ar atomization (AA) powders. As HIP treatment temperature increases, the secondary phases on the prior particle boundaries (PPB) have continuous, uniform distribution and high density, but the amount of PPB decreases suddenly at 1150°C. Segregated phases on the PPB are identified to be MC type carbide. Brittle MC type carbides on the PPB provide fracture initiation sites and preferred fracture path, thereby leading to intergranular type brittle fracture.

1. 서 론

최근에 이르러 항공기용 구조 부품의 고성능화에 대한 중요성이 증대됨에 따라 기존의 주조법에 의한 Ni기 초내열 합금의 강도, 내식성 및 고온 안정성을 보다 향상시키기 위해 분말을 이용한 열간 정수압 성형 공정이 활발히 연구되고 있다. 이는 초소성 성형 공정 개발에 P/M법을 이용함으로써 항공기 구조 부품의 제조 원가를 크게 절감시킬 수 있을 뿐만 아니라, 재료의 고온 물성을 향상시킬 수 있는 가능성이 보고되었기 때문이다.¹⁻⁴⁾ René 95는 분말 야금법으로 제조되는 Ni기 초내열 합금으로서 γ' 형성원소인 Al, Ti, Nb의 함량이 높은 9.5%이고, γ' 부피 분율이 60%에 이르는 재료이며, 터어빈 디스크가 사용되는 650°C 온도 범위에서 우수한 고온 강도를 갖는다.⁵⁾

P/M법에 의해 제조된 Ni기 초내열 합금의 열간 정수압 성형 조건으로는, 1) 고온에서의 다상 기지 (multiphase matrix)가 안정해야 하고, 2) 변형율 민감도(strain rate sensitivity)가 커야하며, 3) 성형 온도가 Ni기 초내열 합금의 주요 강화상인 γ' 상의 고용온도(약 1130°C-1140°C) 보다 약간 낮은 온도이어야 한다는 것 등으로 요약할 수 있다.²⁾ 그러나 P/M법으로 제조된 Ni기 초내열 합금에서 가장 문제가 되는 것은 성형(consolidation)시 분말과 분말사이의 전입자경계(prior particle boundary: PPB)의 산화물 박막으로, 이 산화물 박막은 압축(compacting) 후에도 손상을 거의 받지 않고 남아서 재료의 인성을 감소시킬 뿐만 아니라 제 2의 탄화물(secondary carbide precipitate)의 핵생성 자리를 제공하게 된다.⁵⁾ 그러므로 재료의 파괴가 PPB를 따라 진행되는 입계 파괴를 가속시키

로 성형시 PPB에서의 표면 화학 조성 분석과 조절은 대단히 중요하다.^{5,6)}

따라서 본 연구에서는 Ni기 초내열 합금의 분말을 이용한 열간 정수압 성형 조건이 Ni기 초내열 합금의 미세조직과 파괴 거동에 미치는 영향을 체계적으로 분석하는 것을 목적으로 하였으며, 이를 위해 열간 정수압 성형 온도에 따른 미세조직의 변화, 특히 PPB에서의 표면 화학 조성과 미세조직의 변화가 파괴 거동의 변화에 미치는 영향을 규명함으로써 항공기용 내열합금인 Ni기 초내열 합금의 초소성 응용 기술 개발을 위한 필수적인 자료를 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1. 분말 특성 관찰

본 연구에서는 Ni기 초내열 합금인 René 95(이하 R-95) 합금 분말의 두 종류를 사용하였다. 두 종류의 합금 분말은 제조 방법이 다른 것으로 Ar atomization(이하 AA)과 plasma rotating electrode process(이하 PREP)를 거쳐 제조되었으며 한국기계연구원에서 구입하여 공급하였다. 분말의 크기 및 입도 분포를 측정하기 위하여 granulometer를 사용하여 입도 분석을 실시하였고, 주사 전자 현미경(SEM)으로 분말의 형태와 크기를 관찰하여 그 결과를 확인하였다. 분말의 화학 조성은 습식 분석으로 측정하여 Table 1에 나타내었다. 합금 분말의 화학 조성은 기존의 R-95합금의 조성과의 약간의 차이를 보였으며 특히 Fe의 경우에는 10배 이상이나 많았다. 또한 AA와 PREP으로 제조한 각 합금 분말의 화학 조성을 비교하여 보면 AA 분말이 PREP 분말보다 Cr, Fe를 제외한 나머지 용질 원소의 함량이 많게 나타났다.

미세조직 관찰을 위해 분말을 cold mounting하여 연마한 후 20 ml HNO₃+60 ml HCl 용액에서 에칭하여 SEM으로 관찰하였다. R-95합금 분말 표면의 성분 및 깊이에 따른 성분 변화를 조사하기 위해 오제이 전자 현미경(AES)을 이용하였으며 이때의 sput-

tering rate는 Ta₂O₅ 기준으로 10Å/min으로 하였다.

2.2. 빌렛 특성 관찰

본 연구에서 사용된 R-95 내열 합금의 빌렛은 각각 AA와 PREP 공정으로 제조한 분말을 한국기계연구원에서 열간 정수압 소결(hot isostatic processing: HIP) 처리하여 성형되었으며, 최종 크기는 직경 14 mm, 길이 30 mm의 원통 형태였다. 한국기계연구원에서 실시한 HIP 성형은 1050℃, 1100℃, 1150℃의 각 온도영역에서 100 MPa 압력으로 3시간 동안 행하였으며 승온 속도와 냉각 속도는 40℃/min으로 하였다.

빌렛의 미세조직은 이미 앞에서 언급한 용액으로 에칭한 후, SEM으로 관찰하였으며, 투과 전자 현미경(TEM) 관찰을 위한 시편은 20% HClO₄+80% ethanol 용액을 사용하여 0℃에서 전해 연마를 행하여 준비하였다. 또한 AES 내부에서 초고진공 상태를 유지하면서 빌렛을 파괴시킨 후 파면 관찰 및 성분 분석을 행하였다. 이때 사용된 시편의 형태는 1.7×1.7×20 mm 직육면체형으로 높이 방향 8 mm 지점에 노치를 주었다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1. 합금 분말의 크기 및 입도 분포

R-95합금 AA 분말과 PREP 분말의 크기와 입도 분포를 그림 1(a)와 (b)에 각각 나타내었다. 그림 1에서 나타나듯이 PREP 분말이 AA 분말보다 조대하고 균일한 입도 분포를 나타내고 있으며, AA 분말은 수 μm 크기의 미세한 분말도 다량 존재하고 불균일한 입도 분포를 나타내고 있음을 알 수 있다. 측정된 분말의 평균 입도는 그림 1에 나타난 바와 같이 AA 36.97 μm와 PREP 96.67 μm이었으며 이는 그림 2의 SEM 관찰 결과와 일치한다. 이러한 제조 방법에 따른 합금 분말간의 입도 분포의 차이가 생기는 이유는 AA와는 달리 PREP 방법은 진공 속에서 일정한 속도

Table 1. Chemical composition of R-95 alloy powders (wt. %)

	Element, wt%										ppm (by weight)		
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	Zr	B	C	O
AA	bal.	13.06	9.29	4.23	4.04	4.13	3.28	3.07	3.00	0.11	1	670	260
PREP	bal.	13.63	9.01	3.69	3.64	3.54	2.89	3.05	3.31	0.01	2	650	240

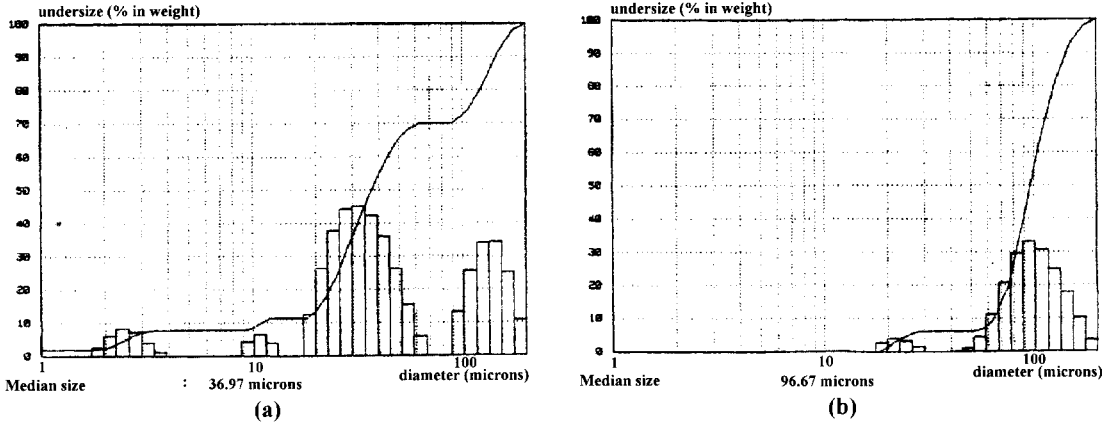


Fig. 1. Size and size distribution of (a) AA powders and (b) PREP powders.

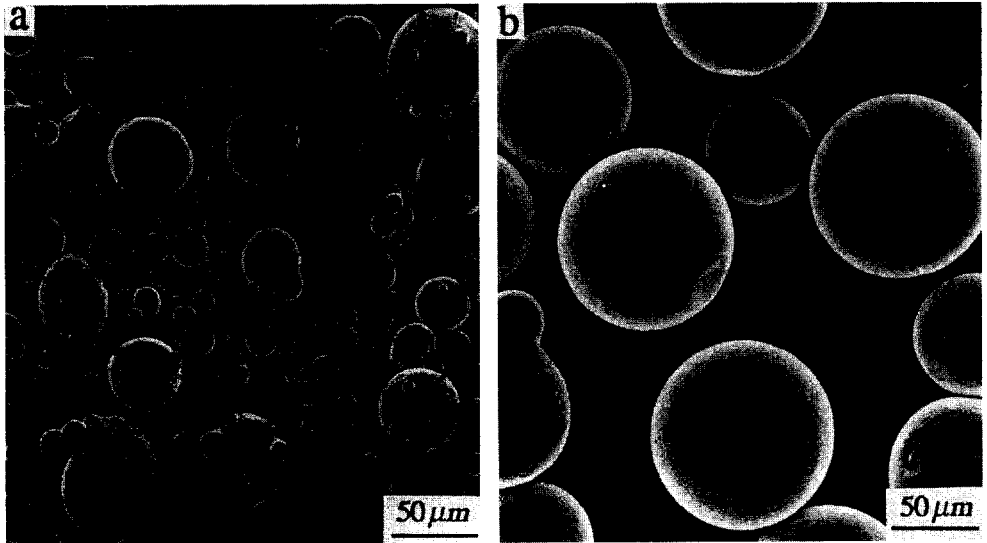


Fig. 2. SEM micrographs showing morphology of (a) AA powders and (b) PREP powders.

로 돌아가는 전극 면에 He plasma를 충돌시켜서 분말을 제조하는 공정이므로,⁷⁾ 균일한 입도 분포의 분말 제조가 가능하기 때문이다.

3.2. 합금 분말의 미세조직

그림 3은 R-95합금의 AA 분말과 PREP 분말의 미세조직으로서 제조 방법에 따라 각 분말의 미세조직이 크게 차이가 난다는 것을 알 수 있다. 미세조직 관찰로부터 우선적으로 알 수 있는 것은 두 분말 모두 수지상정 구조를 지니고 있으며, 특히 PREP 분말이 AA 분말보다 매우 미세한 수지상정 구조를 가지고

있다는 것이다. 이는 PREP 분말의 냉각 속도가 AA 분말의 냉각 속도 보다 훨씬 크다는 것을 의미한다. 그림 4는 electron probe microanalysis (EPMA)를 이용하여 AA 분말과 PREP 분말의 미세조직에서 line profile을 행한 결과로서 C, Ti, Nb 등의 원소들이 수지상정 조직 선단에 편석되어 있음을 알 수 있다. 이러한 결과는 일반적으로 R-95합금의 수지상정 조직 사이에 용질 원소 분포의 변화가 생겨 수지상정 선단에 주로 용질이 다량 함유하게 되어 응고선단에 MC 나 M₂₃C₆형 탄화물이 분포하고 있다는 보고와 일치한다.⁶⁾

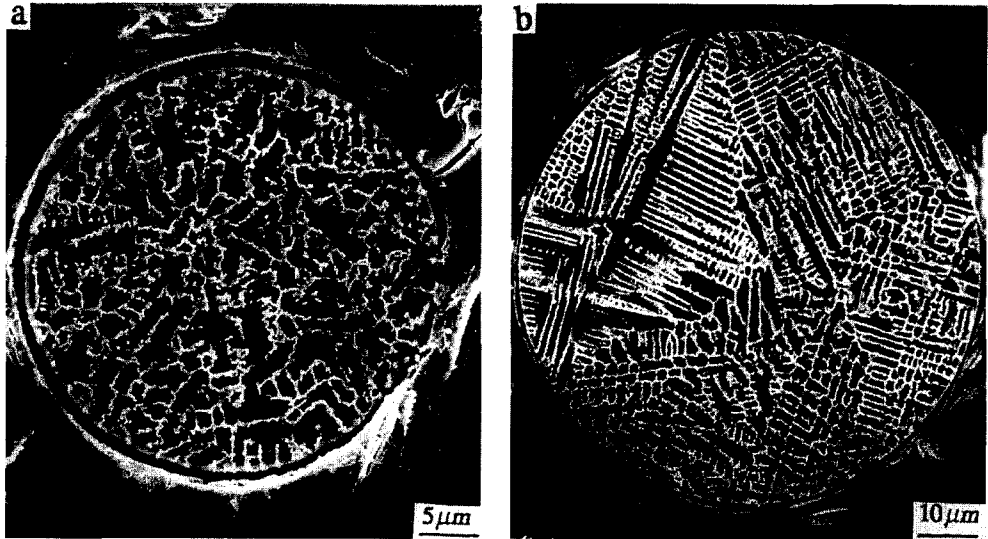


Fig. 3. SEM micrographs showing dendritic structure in (a) AA powder and (b) PREP powder.

3.3. 합금 분말의 표면 성분

그림 5(a)와 (b)는 각각 AA 분말과 PREP 분말을 AES로 표면 분석한 결과로 두 분말 모두 표면에 C와 O가 흡착되어 있음을 알 수 있다. 또한 그림 5(c)와 (d)에서 각 분말에 대해 깊이에 따른 성분변화를 살펴보면 O의 경우에 AA 분말이나 PREP 분말 모두 급격하게 계속 감소하지만, C의 경우 두 분말 모두 급격하게 감소하다가 완만하게 감소하는 경향을 보인다. Ti은 AA 분말의 경우 소량 증가했다가 완만하게 감소하지만 PREP 분말의 경우 C와 함께 계속 완만하게 감소한다. 이러한 성분 변화는 분말의 제조 공정 중에 생기는 것으로 특히 C의 거동은 표면에서 석출되는 TiC와 진공 속에서 흡착된 C와의 관계로부터 유추할 수 있다.⁸⁾ Ti은 분말 제조 공정시 고온에서 작업이 이루어지기에 내부에서 표면으로 확산이 가능하여 표면 층의 C와 반응하여 TiC를 생성한다. 따라서 깊이에 따른 성분변화에서 C가 급격히 감소하는 영역은 Ta₂O₅ 기준으로 약 5Å 깊이의 극표면으로 진공에서 흡착된 C가 존재하는 영역이라 할 수 있고 완만히 감소하는 영역은 Ti과 함께 감소하는 것으로 볼 때 TiC가 존재하는 영역이라 할 수 있다. 이러한 고찰로 볼 때 AA 분말은 25Å 깊이 부근에서 TiC가 편석되어 있으며 PREP 분말의 TiC는 표면에서 편석되어 있다고 할 수 있다.

Table 2는 오제이 분석 데이터를 정량화한 것으로

PREP 분말에서 편석된 원소의 양이 AA 분말에서 보다 많은데, 이는 PREP 방법이 오염의 문제는 적지만 plasma의 고온에 의해 발생하는 현상으로 기술적으로 정확히 해결하지 못한 문제라고 보고되었다.¹⁾ 또한 AA 분말의 경우 표면에서는 C가 PREP 분말 보다 많이 편석되어 있고, 분말 표면으로부터의 깊이 증가에 따라 급격히 감소되었으나 Ti은 오히려 증가하는 경향을 보였다.

3.4. 빌렛의 미세조직

성형 온도 1050°C, 1100°C, 1150°C에서 각각 HIP을 행한 Ni기 초내열 합금의 미세조직을 SEM 관찰한 결과가 그림 6과 7에 나타나 있다. 그림 6과 7에서의 미세조직들은 배율을 달리하여 관찰한 것으로 각 그림의 고배율의 미세조직들은 PPB 부근에서의 γ'상의 형상을 보여주고 있다. 성형 온도에 따른 미세조직의 변화는 AA 합금과 PREP 합금의 경우 모두 비슷한 경향을 보였으며, 성형 온도의 증가에 따른 경향을 요약하면 다음과 같다. 1) 합금의 PPB는 감소하는 경향을 보이는데 1150°C에서는 이전의 온도에서 보다 PPB가 갑자기 감소한다. 2) 분말 내부의 γ'상의 크기는 증가하며 낮은 부피 분율과 불균일한 크기의 cubic 형태에서 높은 부피 분율과 균일한 크기의 cubic 형태로 변한다. 3) PPB에서 입자의 형상은 불균일한 분포의 cubic 형태에서 연속적이고 균일하며 높

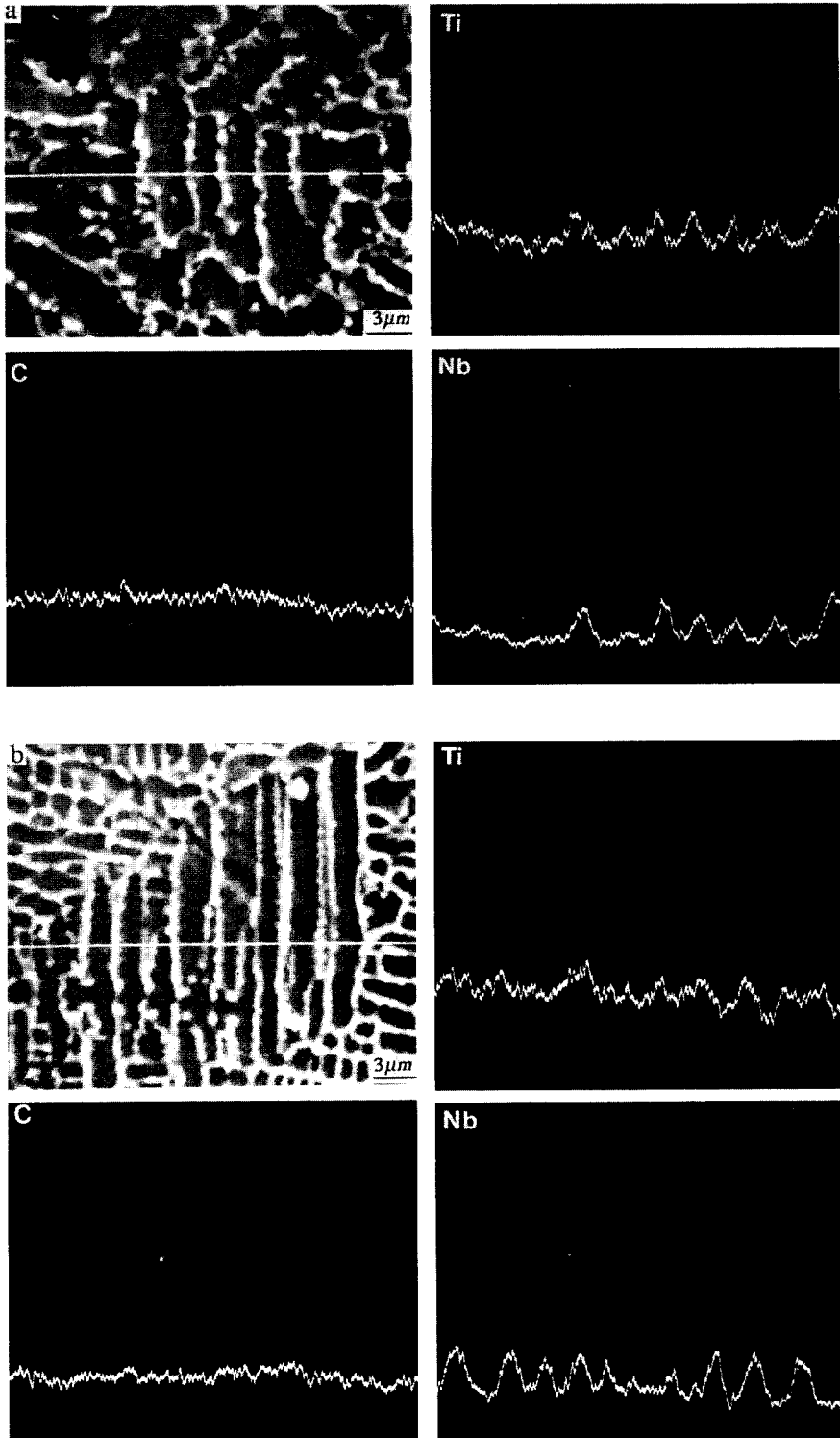


Fig. 4. EPMA analysis of (a) AA powder and (b) PREP powder.

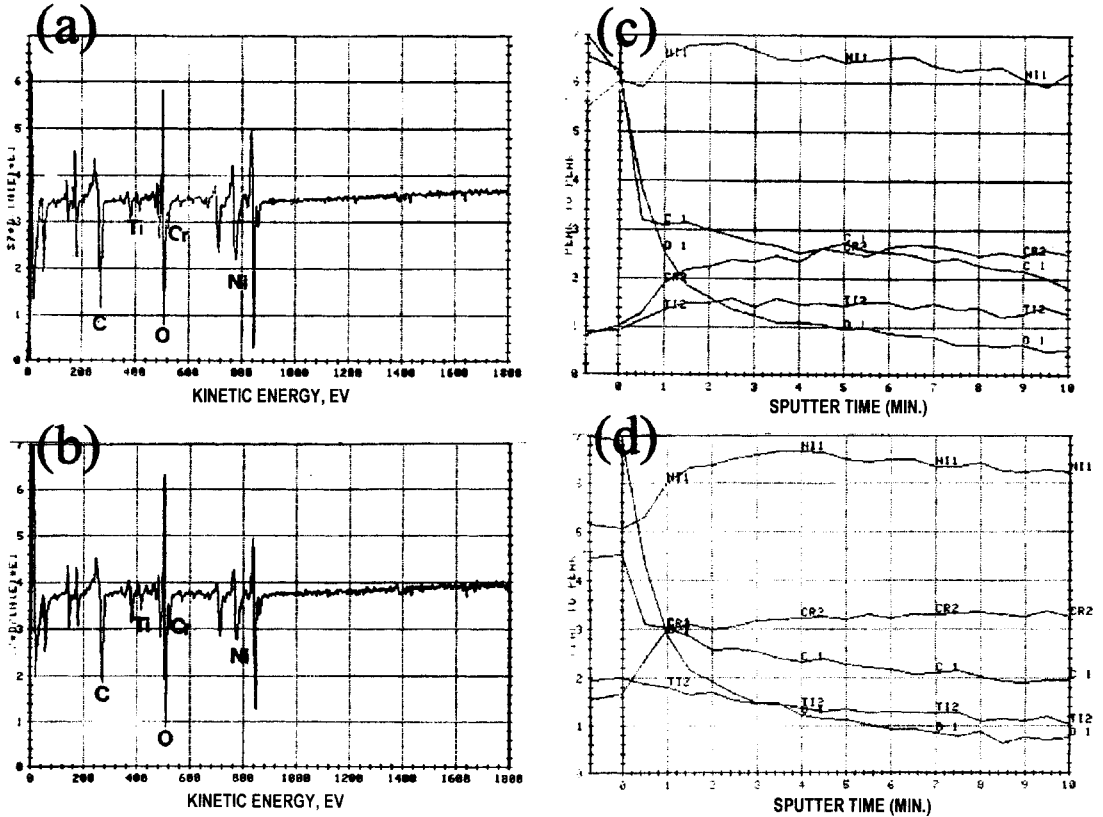


Fig. 5. Auger electron spectra of (a) AA powder and (b) PREP powder. Composition-depth profiles of (c) AA powder and (d) PREP powder.

Table 2. Chemical composition of subsurface layers (at. %)

Atomic ratio		Cr/Ni	Ti/Ni	C/Ni	O/Ni
At surface	AA	0.0958	0.0753	1.4353	0.5485
	PREP	0.1459	0.1911	1.2022	0.7304
After removal	AA	0.2485	0.0969	0.4060	0.0424
	PREP	0.3249	0.0764	0.4261	0.0631
In bulk material	AA	0.2643	0.0721	5.87×10^{-5}	1.71×10^{-5}
	PREP	0.2693	0.0619	1.56×10^{-5}	1.54×10^{-5}

은 부피 분율을 갖는 plate 형태가 된다. 4) 수직상정 구조가 점차 사라진다.

성형온도 1150°C에서 PPB가 이전의 온도보다 급격히 적어지는 현상은 분말의 변형 및 소결 조건에 대한 영향으로, 1050°C 조건인 경우 입자들의 변형이 부족하게 되어 충분히 변형되지 않은 경계를 남길 수 있기 때문에 PPB 지역이 매우 불균일하며 상대적으로 조대하다.⁵⁾ 또한 HIP 성형시 발생하는 순간적인

단열 상태 때문에 γ' 상이 용해되었다가 재석출을 일으키는 γ' 상 석출 효과에 의해 성형 온도가 증가할수록 고용 온도와의 차이가 적으므로 상대적으로 용해되는 γ' 상의 양이 많아진다. 따라서 1150°C 조건에서 재석출을 일으키는 γ' 상의 부피 분율은 상대적으로 커지게 된다.²⁾ 분말 내부의 γ' 상의 형상 변화는 재석출을 일으키는 밀도와 밀접한 관계가 있다고 할 수 있다. 따라서 재석출을 일으키는 γ' 상의 부피 분율이

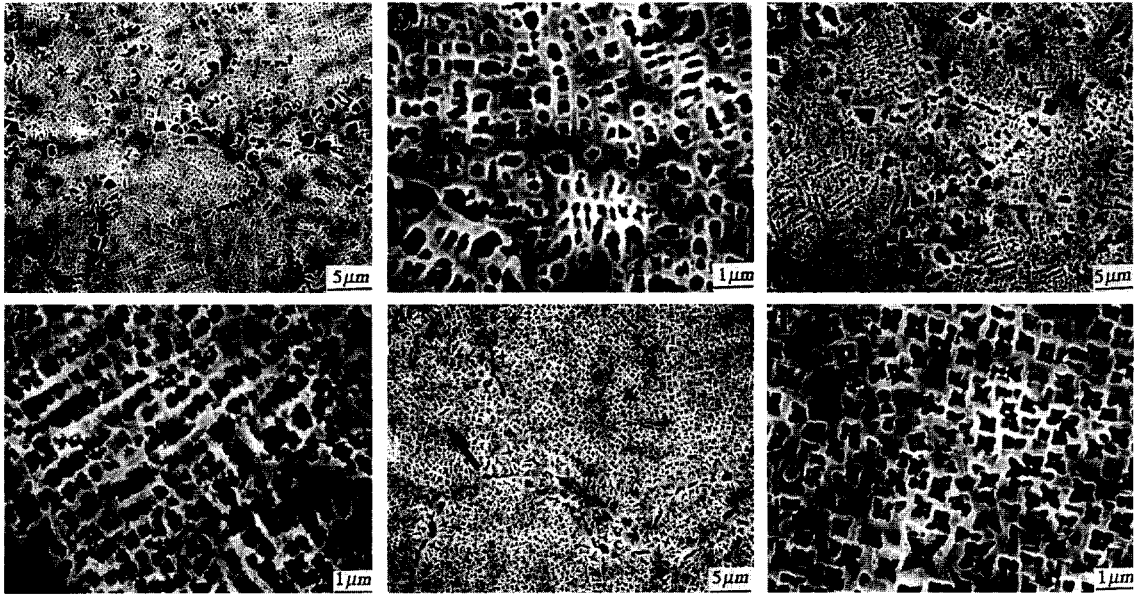


Fig. 6. SEM micrographs of HIPed AA alloy. (a) and (b): 1050°C, (c) and (d): 1100°C, (e) and (f): 1150°C (Arrow indicates particle in powder similar to that in PPB).

크게 되면 γ' 상 주변에 변형장(strain field)이 형성되어 γ/γ' 계면이 정합에서 부정합으로 바뀐다.⁹⁾ 또한 PPB에서 입자의 형상은 성형 온도가 증가할수록 수지상정 구조가 사라지는 현상과 관련이 있다. 그림 6의 (a), (b)와 그림 7의 (a), (b)처럼 불균일 핵생성 때문에 생긴 분말의 수지상정 구조는 HIP 성형 온도가 증가함에 따라 균일하게 되어 점차 사라지게 되는데, 성형 온도가 1150°C로 가장 높았던 합금의 미세조직을 나타낸 그림 6의 (e), (f)와 그림 7의 (e), (f)에서 알 수 있듯이 γ' 상은 수지상정 가지 사이에서 석출되며 PPB 내에서도 수지상정 가지가 많이 모인 곳에서는 PPB와 유사한 입자들이 나타나는 것이 관찰된다. 특히 화살표에서 표시한 바와 같이 분말 내부의 수지상정이 집중된 곳에서 PPB에서의 입자와 유사한 입자가 형성되어 PPB와 연결되고 있음을 관찰할 수 있다. 이와 같은 현상은 PPB에서의 입자는 온도가 증가함에 따라 높은 부피 분율로 존재하고 있음을 잘 설명해 준다. PPB는 각 분말들이 접촉하여 이루어진 경계이므로 PPB에서의 입자는 각 분말들의 수지상정 사이의 입자들이 모여서 생성된다고 할 수 있다. 이렇게 볼 때 온도가 높아지면 균질화 효과 때문에 수지상정이 사라지면서 수지상정 사이의 입자들은

PPB로 이동하게 된다. 따라서 PPB에서의 입자들이 조밀하게 생성되며 PPB에서의 입자들은 앞서 분말의 수지상정 구조에서 설명한 바와 같이 γ' 상이나 MC형 탄화물인 것으로 추정할 수 있다.

이와 같은 현상을 명확하게 규명하기 위해 TEM을 이용하여 미세조직을 관찰한 결과가 그림 8에 나타나 있다. 그림 8(a)는 분말 내부에서 γ' 상의 형상과 회절 패턴을 나타낸 것으로 γ 기지와 동일한 면심 입방 구조를 갖고 있으며, 기지와 석출물 사이에는 $[111]_{\gamma}/[111]_{\gamma'}$, $(110)_{\gamma}/(110)_{\gamma'}$ 방위 관계를 갖고 있음을 알 수 있다. 또한 그림 8(b)는 PPB에서 석출물 형상의 명시야 상 및 회절 패턴을 나타낸 것으로 작은 회절 점들이 석출물로부터 기인한 것이다. 이 회절 패턴을 분석한 결과, Fm3m 공간군을 가지며 격자상수가 4.36Å를 갖는 MC형 탄화물의 $[123]$ zone과 일치하였다. 따라서 PPB에서의 석출물들은 Nb, Ti 등으로 구성된 MC형 탄화물로 분석되었으며 이 결과로부터 앞에서 고찰한 것에 대한 증거를 제시할 수 있다. 그림 9와 10은 AA 합금과 PREP 합금에서 성형 온도에 따른 γ' 상의 형태 변화를 명확히 보여주기 위해 TEM으로 관찰한 미세조직이다. 이들의 경향은 앞에서 SEM으로 관찰한 γ' 상의 형상에 대한 미

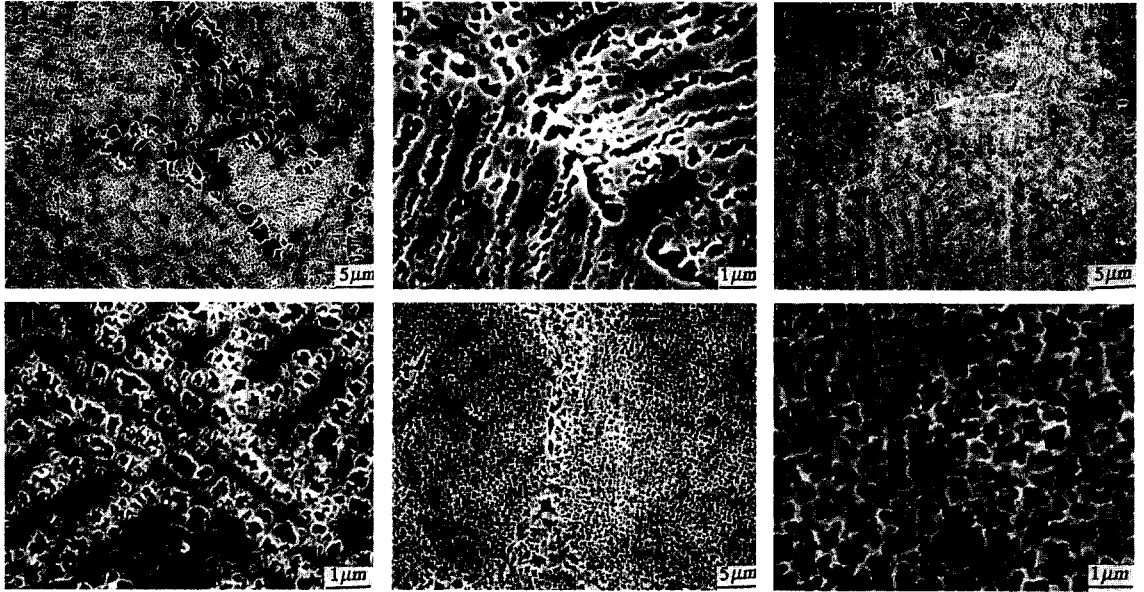


Fig. 7. SEM micrographs of HIPed PREP alloy. (a) and (b): 1050°C, (c) and (d): 1100°C, (e) and (f): 1150°C (Arrow indicates particle in powder similar to that in PPB).

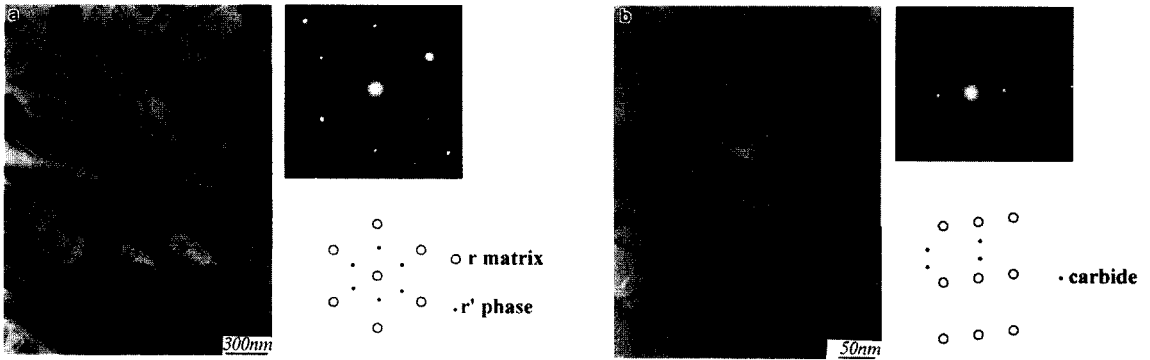


Fig. 8. TEM micrograph and selected area diffraction pattern of (a) γ' phase and (b) carbide particle.

세조직의 결과와 일치하였다.

3.5. 빌렛의 파면 특성

그림 11은 AES 내부에서 충격을 가해 파괴시킨 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과이다. 파면 관찰로부터 파괴 진행이 PPB를 따라 일어났음을 분명하게 알 수 있으며, 이는 PPB가 탄화물 입자로 인하여 취약해지므로 충격을 가했을 때 PPB에서 쉽게 균열이 발생하게 된다.¹⁰⁾ 이렇게 생성된 균열들은 쉽게 서로 연결이 되어 입계 파괴 형태로 나타나는데, 파괴 형태의 경향은 1100°C와 1150°C에서도 동

일하게 관찰되었다. 그러나 파면 상태는 AA 합금과 PREP 합금에서 약간 차이가 있음을 볼 수 있는데, 이는 분말 크기의 차이에서 기인하는 것이다. PREP 분말은 조대하기 때문에 PPB를 따라 균열이 전파하여 파괴된 형태를 뚜렷하게 보였으며 AA 분말의 크기는 상대적으로 미세하기 때문에 덤플(dimple) 형태를 보여 주고 있다.

Table 3은 각 합금에 대해 AES in-situ 파괴 시편의 파면에 대한 화학 조성을 나타낸 도표이다. 이 결과로부터 성형 온도가 증가함에 따라 C와 Ti의 함량이 증가하고 C를 제외한 나머지 원소의 함량에서

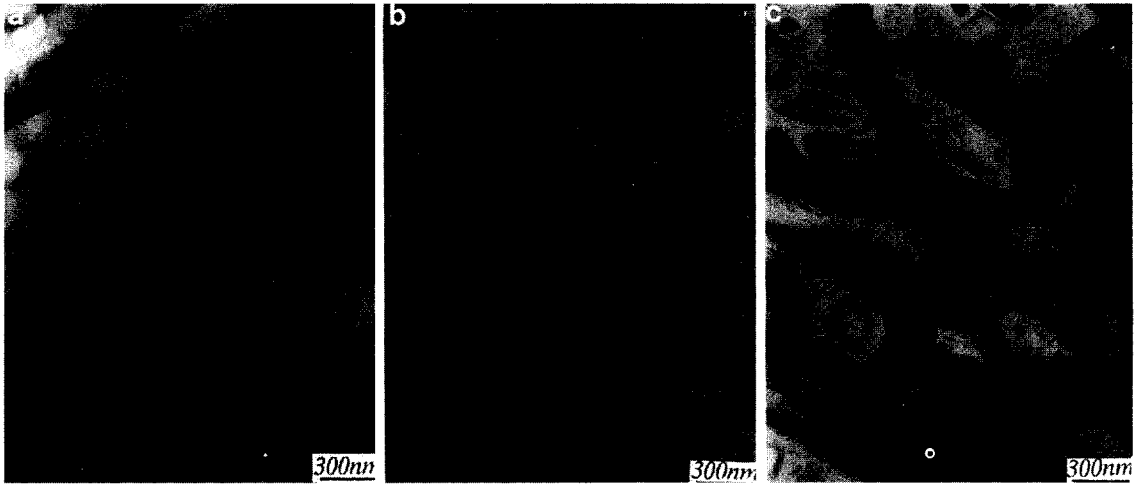


Fig. 9. TEM micrographs showing morphology of γ' phase in HIPed AA alloy at (a) 1050°C, (b) 1100°C, and (c) 1150°C respectively.

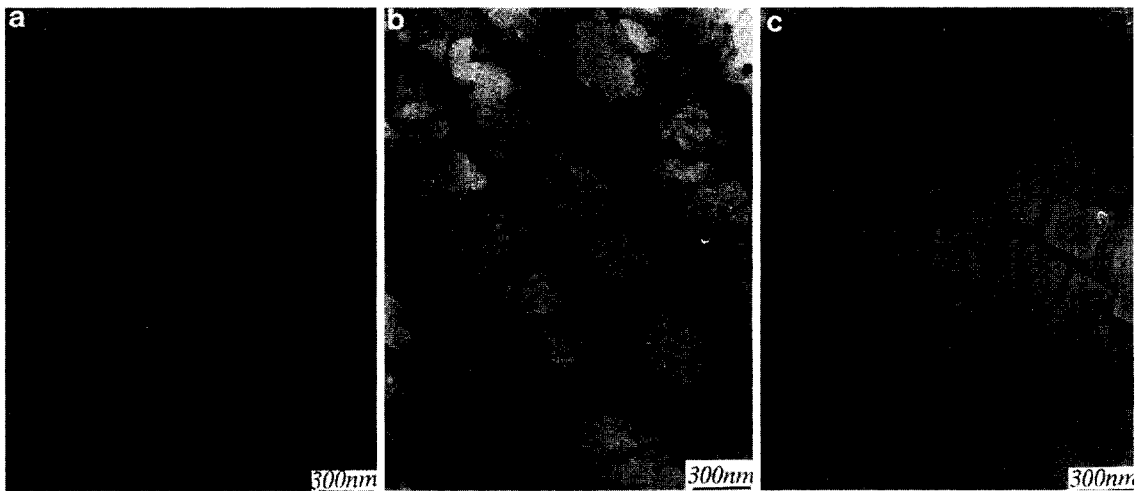


Fig. 10. TEM micrographs showing morphology of γ' phase in HIPed PREP alloy at (a) 1050°C, (b) 1100°C, and (c) 1150°C respectively.

PREP 합금의 PPB에서 편석된 함량이 AA 합금에서 보다 많다는 것을 알 수 있으며 이는 분말에서의 분석 결과와 일치한다. 그러나 HIP 성형된 합금의 PPB에서 O와 C의 함량이 분말의 표면 sputtering 후의 함량과 유사하고, 표면 sputtering 전의 표면 함량 보다는 상당히 적은 결과를 얻었다. 이러한 현상은 관찰한 파면 형태로 볼 때 표면 상태가 성형 전의 분말 표면과는 다른 것에 기인하는 것으로 생각한다. 더구나 O와 C 함량이 많은 영역은 분말 표면으로부터

5Å 정도에 지나지 않기 때문에 성형 후의 파괴시 그 영역이 손상될 가능성이 크다. 따라서 성형체의 파면에 대한 표면 조성이 성형전의 분말 표면에서의 조성보다 함량이 적고 표면 sputtering 후의 조성과 유사한 것이다. 이에 대한 고찰은 그림 12의 결과로 좀 더 명확히 할 수 있다. 그림 12에서 a 지점은 두 분말이 접촉하여 생긴 PPB이고 b 지점은 세 분말이 접촉하여 생긴 삼중점이다. 각 지점에서 Ti, C, O 원소에 대한 함량을 분석한 결과 b 지점에서 각 원소에

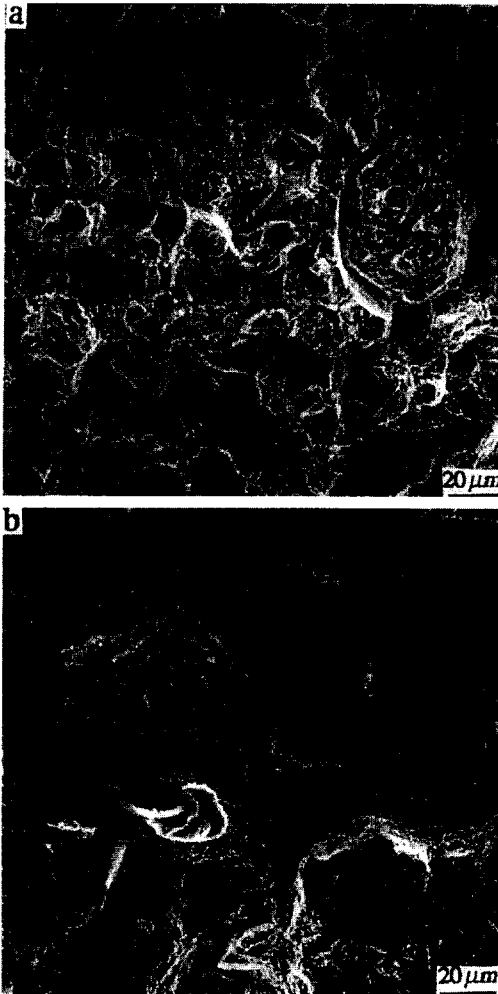
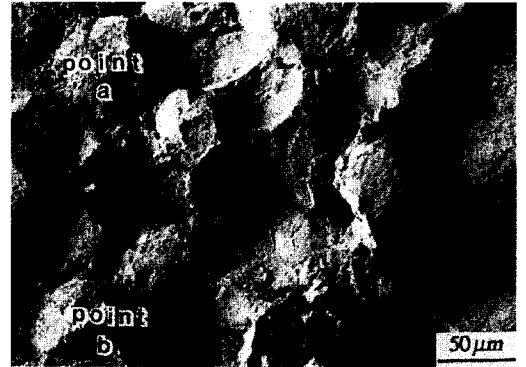


Fig. 11. SEM fractographs of HIPed alloys at 1050°C (AES in-situ test): (a) AA alloy and (b) PREP alloy.

Table 3. Chemical composition of AES in-situ fracture surfaces (at. %)

Alloy type	Consolidation temperature	Cr/Ni	Ti/Ni	O/Ni	C/Ni
AA	1050°C	0.3431	0.0536	0.0320	0.1412
	1100°C	0.3425	0.2599	0.0709	0.4567
	1150°C	0.2782	0.088	0.0652	0.1420
PREP	1050°C	0.3461	0.0558	0.0494	0.1260
	1100°C	0.3354	0.0719	0.0598	0.1378
	1150°C	0.2711	0.0904	0.0663	0.2107

대한 함량이 많았다. 이는 파면에서의 표면 조성이 모두 같지 않고 지역에 따라 다르다는 것을 알 수 있다.



atomic ratio	point a	point b
Cr/Ni	0.3461	0.2817
Ti/Ni	0.0558	0.1380
O/Ni	0.0494	0.1871
C/Ni	0.1260	0.2641

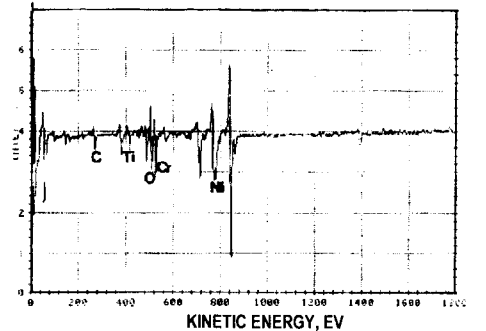
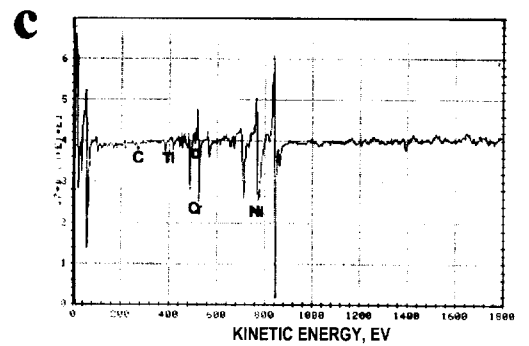


Fig. 12. (a) Scanning Auger multi-probe fractograph on the fracture surface of HIPed PREP alloy at 1050°C (Arrows indicate PPBs at face meeting two powders and at triple point, respectively), (b) Atomic ratio of point a and b, and (c) Auger spectra of point a and b, respectively.

따라서 성형체의 파면은 성형 전의 분말의 표면과는 다르기 때문에 표면 조성의 차이가 생기는 것이다.

하여 PPB에서 먼저 균열이 일어나 파괴가 진행 되었다.

4. 결 론

본 연구에서는 열간 정수압 성형 조건이 Ni기 초내열 합금의 미세조직과 파괴 거동에 미치는 영향을 분석하였으며 이에 대한 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. PREP 분말은 AA 분말보다 조대하고 균일한 분포를 이루고 있으며 표면에서의 편석이 AA 분말보다 많은 특징을 갖고 있었다. 그러나 PREP 분말 내부의 수지상정의 크기는 AA 분말의 것 보다 미세하였다.

2. HIP 성형 온도가 증가할수록 PPB에서의 입자는 plate 형태의 미세하고 균일하며, 높은 부피 분율로 석출하는 경향을 보였으며, 특히 1150℃에서는 PPB 지역이 급격하게 감소하였다.

3. TEM 관찰을 통하여 PPB에 석출된 상을 분석한 결과, Nb, Ti 등으로 구성된 MC형 탄화물임을 밝혔으며, 충격시 MC 형 탄화물이 PPB 지역을 취약하게

참 고 문 헌

1. S. Reichman and D. S. Chang: Superalloys II, C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel (eds.), WILEY, New York (1987) 459-493.
2. J. K. Tien and T. E. Howson: Advances in Powder Technology, G. Y. Chined (ed.), ASM (1981) 156.
3. C. T. Sims: Superalloys II, C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel (eds.), WILEY, New York (1987) 3-26.
4. 조창용, 김병훈, 이상래: 대한금속학회지, **31** (1993) 470.
5. 최병학, 박노광: 대한금속학회지, **30** (1992) 1047.
6. R. E. Waters, J. A. Charles and C. Lea: Metals Tech., (1981) 104.
7. G. H. Gessinger: Powder Metallurgy of Superalloy, Cambridge Press (1984) 20.
8. M. Kumor and K. Misra: J. Mater. Sci. Lett., **9** (1990) 147.
9. Y. S. Yoo, D. Y. Yoon and M. F. Henry: Metals and Materials, **1** (1995) 47.
10. R. Thamburaj, W. Wallace, Y. N. Chari and T. L. Prakash: Powder Metall., **27** (1984) 169.