

Fe-Ni-Co 코바 합금의 고온변형거동에 미치는 합금원소(Mn, Mo, B) 첨가의 영향

이기안[#] · 윤애천¹ · 박중철² · 남궁정³ · 김문철³

Effect of Alloying Elements(Mn, Mo, B) on the High Temperature Deformation Behavior of Low Thermal Expansion Fe-Ni-Co Alloy

Kee-Ahn Lee, Ae-Cheon Yun, Jung-Chul Park, Jung Namkung, Mun-Chul Kim

(Received January 17, 2008)

Abstract

The effect of alloying elements(Mn, S, Mo, B) on the high temperature deformation behavior of Fe-29%Ni-17%Co (Kovar) alloy were investigated. And the effect of high temperature oxidation on the hot ductility was also studied. The hot ductility of Kovar alloy was drastically increased with the addition of Mn and lowering of S content. It has been found that the brittle intergranular fracture at high temperature cracking is closely associated with the FeS sulfide along the grain boundary. When Mn was added, the type of sulfide was changed to MnS from FeS and ductile intergranular fracture and transgranular fracture were promoted. The formation of oxide layer was found to have minimized the hot ductility of the Kovar alloy significantly. Grain boundary micro-cracks in the internal oxide region were noted following deformation due to high temperature, one of which acting as a notch that caused the poor hot workability of the oxidized specimen. The addition of Mo to the Kovar alloy could also retard the decrease in the hot ductility of the oxidized specimen through the prevention of notching due to internal oxidation. Hot ductility was remarkably improved by the addition of Boron. The improvement of hot ductility results from the grain boundary migration mainly due to the dynamic recrystallization at lower temperature range (900 ~ 1000°C).

Key Words : Hot Ductility, High Temperature Deformation Behavior, Fe-29%Ni-17%Co, Mn, Mo, B

1. 서론

Fe-29%Ni-17Co(wt.%) 조성의 저열팽창성 코바 합금은 상온에서 400°C 온도 구간까지 저열팽창성 인바(Invar) 특성을 보인다. 특히 이 합금은 알루미늄, 보로실리케이트 등의 유리와의 유사한 열팽창 거동을 가지도록 설계된 합금으로서, 유리 봉착(glass-sealing) 용도를 기본으로 밀봉접착산업,

정밀기기산업, 진공 튜브 산업, 전자 통신산업 등에서 폭 넓게 응용되는 특수강 중에서도 독특한 영역을 차지하고 있는 소재이다.

코바 합금은 용도에 따라 선재, 박판, 봉재 등의 형태로 사용되며, 중간 공정으로 열간 단조, 열간 압출, 열간 압연 등의 열간 가공 공정을 필수적으로 거치게 된다. 그러나 현재까지 코바 합금의 열간 가공과 관련한 연구 결과는 Pfrogner F.[1]가 압

1. 안동대학교 신소재공학부 청정소재기술연구센터
2. 포항산업과학연구원 신뢰성연구센터
3. 포항산업과학연구원 부품신소재연구센터
교신저자: 안동대학교 신소재공학부, keeahn@andong.ac.kr

연공정 제어를 위하여 비틀림 실험 및 수학적 계산을 통해 제시한 고온 유동 응력 결과치를 제외하고는 거의 없는 실정이다.

본 연구진들은 진공유도용해(VIM)를 사용한 코바 합금 제조를 시도하였으며, 그 과정에서 열간 가공 중에 나타나는 심각한 표면 균열 및 고온 연성 저하의 문제점을 발견하고 이것이 입계에 편석된 S에 기인하는 것을 알 수 있었다. 특히 코바 합금의 경우 요구 특성을 만족하기 위하여 진공유도용해(VIM) 공정을 사용하는데, 공정 중에서의 탈황 제어가 용이하지 않아서 S 영향이 더욱 중요하게 고려되어야 한다. 일반적으로 산업용 강인 탄소강, 스테인레스 강 등에서는 S의 영향을 억제하기 위하여 Mn을 첨가하는 것으로 알려져 있다[2]. 코바 합금과 유사한 Fe-36%Ni 인바 합금의 경우에도 S에 의한 고온 연성 저하가 보고되었으나, 그 미세 기구에 대해서는 기존의 탄소강, 스테인레스 강들과는 다르게 해석된 바 있다[3~4].

한편 고온에서의 재가열 공정은 소재의 표면에 반응 생성물을 만들게 되는데 Lee 등[5]은 고온 산화에 의한 결함이 그 자체로 소재의 표면 상태를 저하시킬 뿐만 아니라 열간 가공성에도 영향을 미친다고 보고한 바 있다. 본 연구진들은 이전의 연구를 통하여 Mo 원소 첨가가 내산화성을 향상시킬 수 있다는 가능성을 발견한 바 있다.

본 연구에서는 코바 합금의 고온 변형 거동에 미치는 Mn, Mo, B의 합금 원소 첨가 영향에 대하여 알아보았다. 또한 표면 산화가 코바 합금의 열간 가공성에 미치는 영향에 대해서도 조사하였으며, 규명된 고온 변형 거동을 바탕으로 코바 합금의 고온 연성 향상 방안에 대해서 토의하였다.

2. 실험 방법

고온 변형 거동에 미치는 Mn, Mo, B 합금 첨가의 영향을 살펴보기 위하여 본 연구에서 사용된 합금의 조성은 Table 1 과 같다. 합금 제조를 위해 50kg 급 진공 유도용해(VIM) 장치를 사용하여 진공 용해하고 잉고트(150×150×300mm)로 제조하였다. 제조된 잉고트에 대해 1220°C/2.5hr 열처리 후, pilot plant 열간 압연 장비를 사용하여 13mm 판재로 압연(총 압하율=91%)을 수행하였다.

코바 합금들의 고온 연성을 평가하기 위한 인장 실험에는 rolling 방향으로 $\phi 10\text{mm}$, 게이지 길이 90mm의 봉상 클리블 시편을 제작하고 Gleeble3800

Table 1 Chemical composition of Fe-29%Ni-17%Co alloys used in this study

	Fe	Ni	Co	Si	Mn	S	Mo	B
A	Bal.	28.8	17.2	-	-	0.0190	-	
B	Bal.	28.7	17.3	-	-	0.0012	-	
C	Bal.	29.4	17.3	0.10	0.27	0.0180	-	
D	Bal.	29.1	16.9	0.11	0.30	0.0012	-	
E	Bal.	29.1	17.1	0.20	0.29	0.0013	0.49	
F	Bal.	29.1	16.9	0.12	0.30	0.0012	-	0.003

기기를 사용하여 900°C-1200°C의 온도 범위에서 수행하였다.

한편 열간 가공성에 미치는 표면 산화의 영향을 고찰하기 위하여 특별히 합금 D와 합금 E에 대해서는 두 가지 조건으로 시편을 제조하였다. 첫째는 산화 인장 시편으로 명명한 것으로 기계 가공된 고온 인장용 시편을 1210°C 가열로의 N₂+4%O₂ 분위기 하에서 72분간 장입시켜 표면에 의도적으로 산화층을 형성시킨 시편이며, 둘째로는 무산화 시편으로 명명한 것으로서 단순히 기계적 표면 가공을 행한 매끈한 고온 인장용 시편이다. 고온 인장 시험 후 저배율 광학 사진으로 파단면을 촬영하고 그 면적을 측정하여 단면 수축률을 구한 후 비교하였다.

코바 합금에서의 고온 산화 거동을 알아보기 위하여 CAHN TGA 171 기기를 사용하여 열중량 분석(Thermogravimetric analysis) 실험을 수행하였다. 인장 실험 후의 파괴 모드 및 미세조직과의 상관관계를 규명하기 위하여 주사전자현미경(SEM 또는 FE-SEM) 등을 사용하여 파면을 관찰하고 파면에서의 석출상들을 조사하였다. 코바 합금의 미세조직 및 산화 실험 후의 산화층 두께 측정을 위하여 20% Nital+80% Ethanol 용액으로 에칭한 후 광학현미경과 주사전자현미경(SEM), EPMA 등을 사용하여 관찰하였다. 또한 시편에서 Q550MW image analyzer를 이용하여 입도를 구하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 미세조직 및 입도

Fig. 1 은 코바 합금 Mn, S, Mo, B의 함량을 특징화시켜 제조한 여섯 가지의 합금 A, B, C, D, E, F에서 열간 압연 후 미세조직 관찰 결과이다.부분적으로 작은 결정립들이 혼재되어 있는 것을 관찰할 수 있었지만 여섯 합금 모두 비교적 균일한 크기의 결정립으로 구성되어 있음을 알 수 있었다.

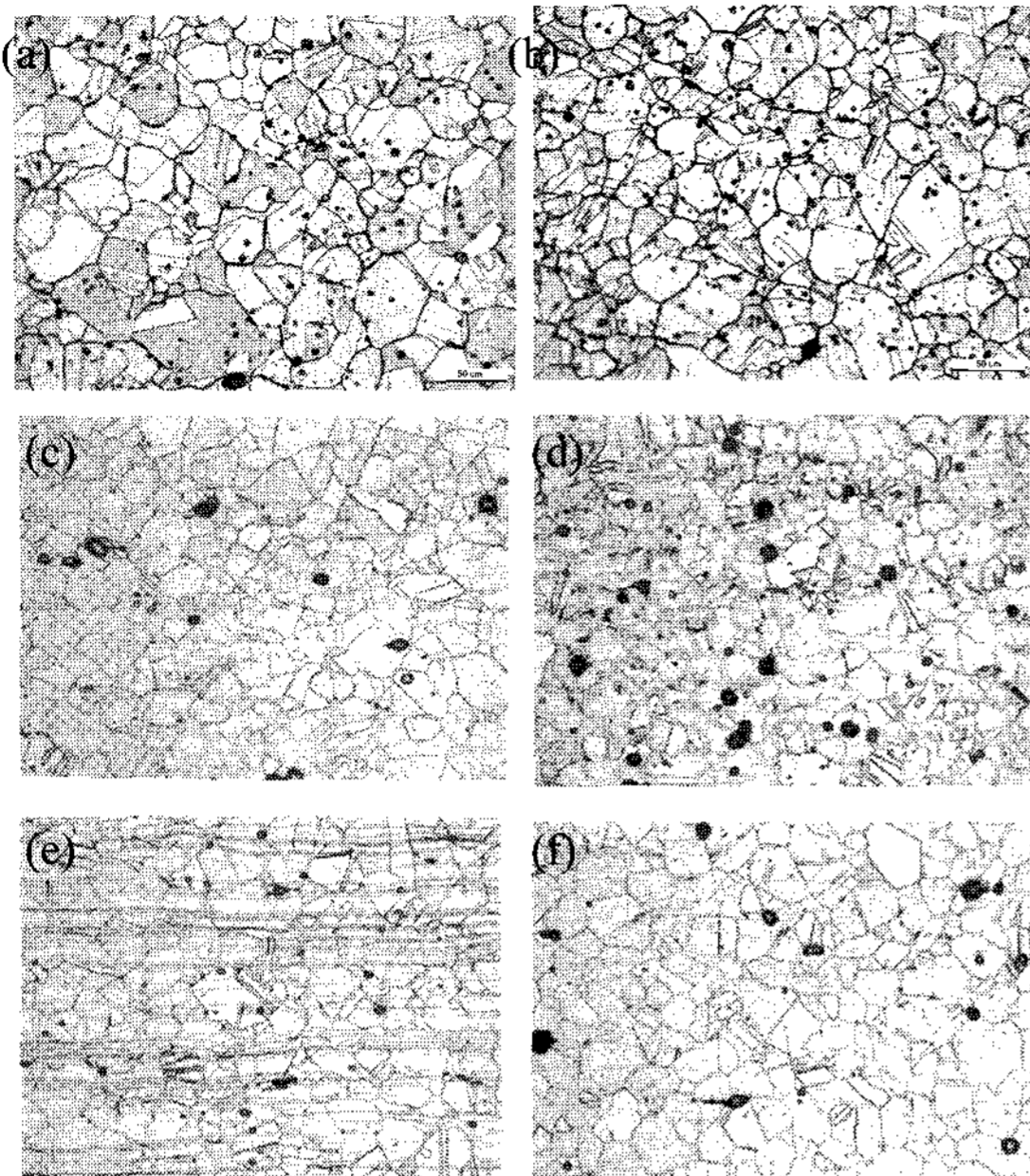


Fig. 1 Optical micrographs of Fe-29%Ni-17%Co alloys after hot rolling
 (a) alloy A, (b) alloy B, (c) alloy C, (d) alloy D, (e) alloy E, and (f) alloy F

입도 측정결과 합금 A, B, C, D, E, F에서 각각 37.8 μm , 37.2 μm , 36.4 μm , 35.2 μm , 39.1 μm , 38.5 μm 의 평균 입도를 보였으며 큰 차이를 나타내지 않았다.

3.2 고온 연성 및 균열 발생에 미치는 S 및 Mn 첨가의 영향

Fig. 2는 900 $^{\circ}\text{C}$ -1200 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도 범위에서 고온 연성의 척도인 단면 수축률(Reduction of area)에 미치는 Mn과 S 원소의 첨가 영향을 나타낸 것이다. Mn이 첨가되지 않고 S 함량이 높은 합금 A의 경우에는 모든 온도 구간에서 거의 연성을 보이지 않았고(4% 미만), S만 12 ppm으로 저하시킨 경우(합금 B)에는 900 $^{\circ}\text{C}$ 에서 40.2%, Mn만 0.27 wt.% 첨가된 경우(합금 C)에서도 53.1%의 향상된 고온 연성을 보였다. 0.3% Mn과 낮은 S 함금의 경우(합금 D)에는 900 $^{\circ}\text{C}$ 에서 69.8%, 1050 $^{\circ}\text{C}$ 이상에서 96%로 네 합금 중에서는 가장 우수한 고온 연성을 나타내었다.

Fig. 3은 합금 A, B, C, D의 1100 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 인장 실험 후 파단면을 SEM으로 관찰한 결과이다. 파단면 관찰 결과에서 합금 A(Mn free+high S)의 경우는 현저한 고온 취성 입계 파괴 양상의 매끈한 입계 파단면을 보였다.

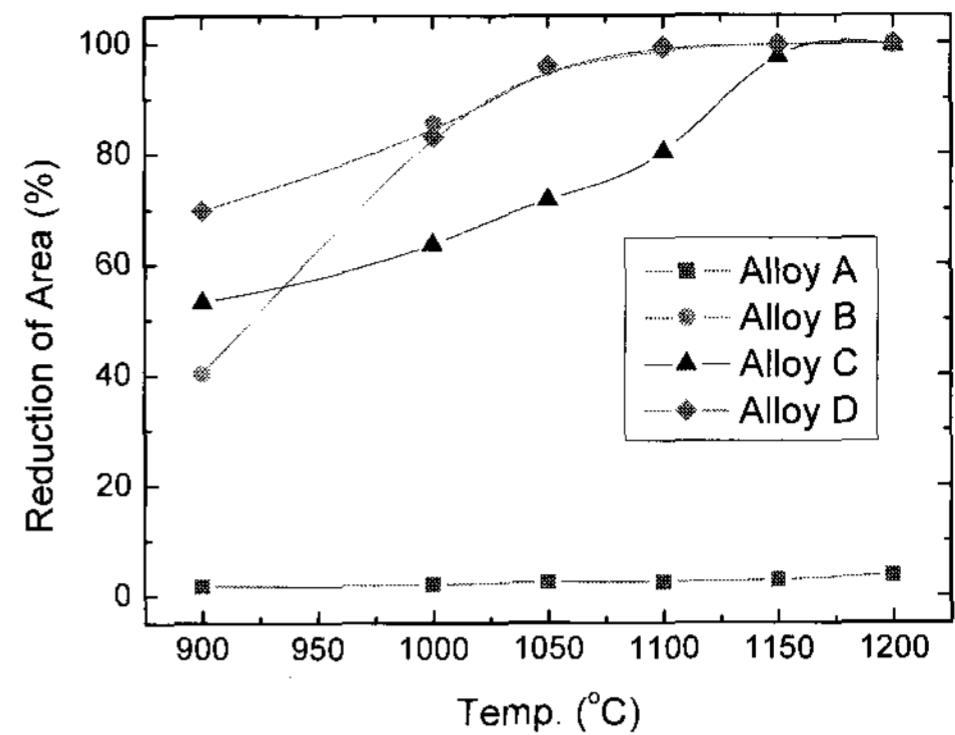


Fig. 2 Effect of Mn & S addition on the hot temperature reduction of area of Fe-29%Ni-17%Co alloys

이에 반해 합금 B(Mn free+low S)는 온도가 증가함에 따라서 컵-원뿔 형태의 연성파괴가 나타나며 1000 $^{\circ}\text{C}$ 이상에서는 네킹에 의한 파단을 관찰할 수 있었다. 합금 C(Mn+high S)와 합금 D(Mn+low S)의 경우에는 900 $^{\circ}\text{C}$, 1000 $^{\circ}\text{C}$ 의 상대적 저온에서는 입계 파괴와 입내 파괴가 혼재되어 나타나다가 온도가 증가함에 따라서 입내파괴와 연성파괴의 형태가 증가하며 고온에서는 네킹에 의한 전형적인 연성파괴가 일어났다. 이러한 파괴 모드의 변화는 상기 Fig. 2의 고온 연성 결과와도 잘 일치하였다.

합금 A와 관련한 고온 균열 발생기구를 조사하기 위하여 고배율 FE-SEM을 사용하여 합금 A의 파단면을 관찰한 결과, 파단면에서는 미세한 석출상들을 관찰할 수 있었는데, 석출상들의 성분을 조사한 결과 석출상 모두에서 Fe와 S 성분을 검출할 수 있었으며 문헌조사 등 [6]을 바탕으로 최종적으로 FeS 상으로 분석되었다. Fig. 4(a)는 열간 압연하기 전 합금 A 단조재의 미세조직에서 입계 부위를 확대하여 주사전자현미경으로 관찰한 것이고, (b)는 이 부위의 S 성분을 면분석한 것이며 (c)는 입계 생성물의 성분을 분석한 결과이다.

일반적으로 FeS 황화물의 경우에는 용융온도가 1197 $^{\circ}\text{C}$ 로 낮을 뿐 아니라 약 920 $^{\circ}\text{C}$ 에서 Fe-FeS 공정상을 형성하여 열간 가공성을 급격히 저하시키는 해로운 상으로 알려져 있다[6]. 코바 합금과 유사한 저열팽창성 Fe-36%Ni 인바 합금의 경우에는 편석되는 S가 원자 결합을 약화시켜 연성 감소를 유발시킨다는 Mostefa 등의 주장[3]과 입계에 생성되는 Ni₃S, NiO, Ni₃P이 원인이라는 주장[4]등이 제시된 바 있다. 한편 탄소강과 오스테나이트

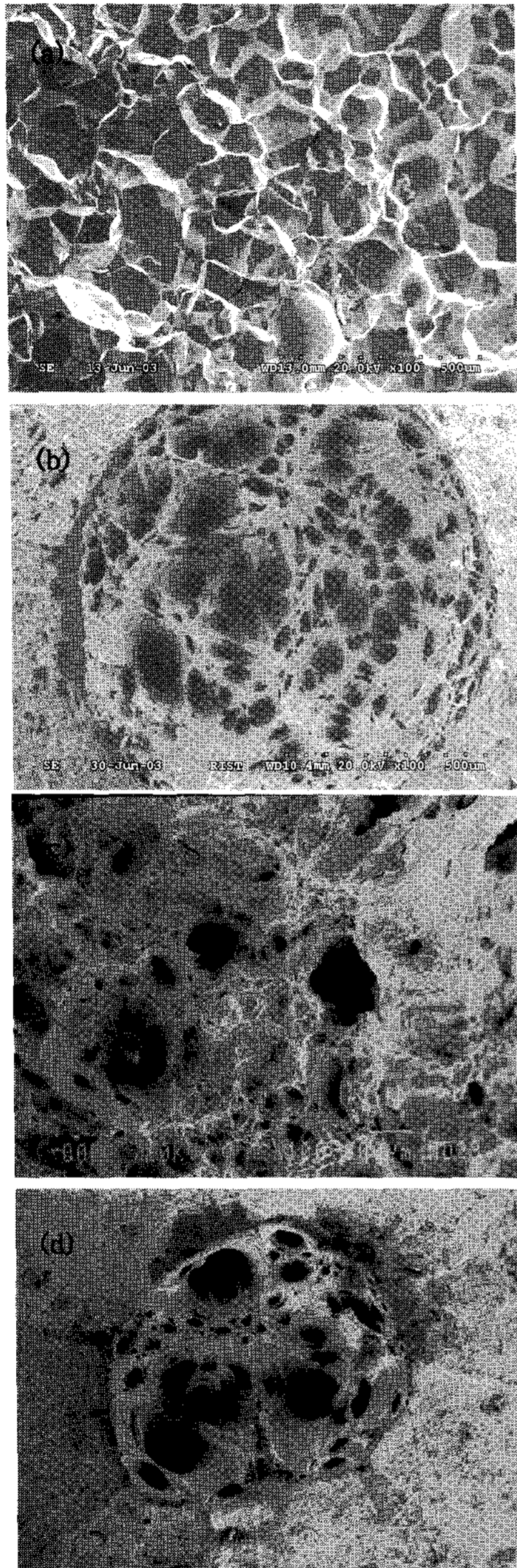


Fig. 3 SEM micrographs showing the fracture surface after hot tensile deformation of alloy, (a) alloy A, (b) alloy B, (c) alloy C, and (d) alloy D

스테인레스강의 경우[2]에는 본 연구 결과와 유사하게 S 함량이 높고 Mn의 함량이 낮은 경우 FeS 황화물이 입계에 연속적으로 분포, 입계를 취화시킨다고 보고된 바 있다. 본 연구에서 사용된 합금 A(Mn free + high S) 코바 합금의 경우 과다하

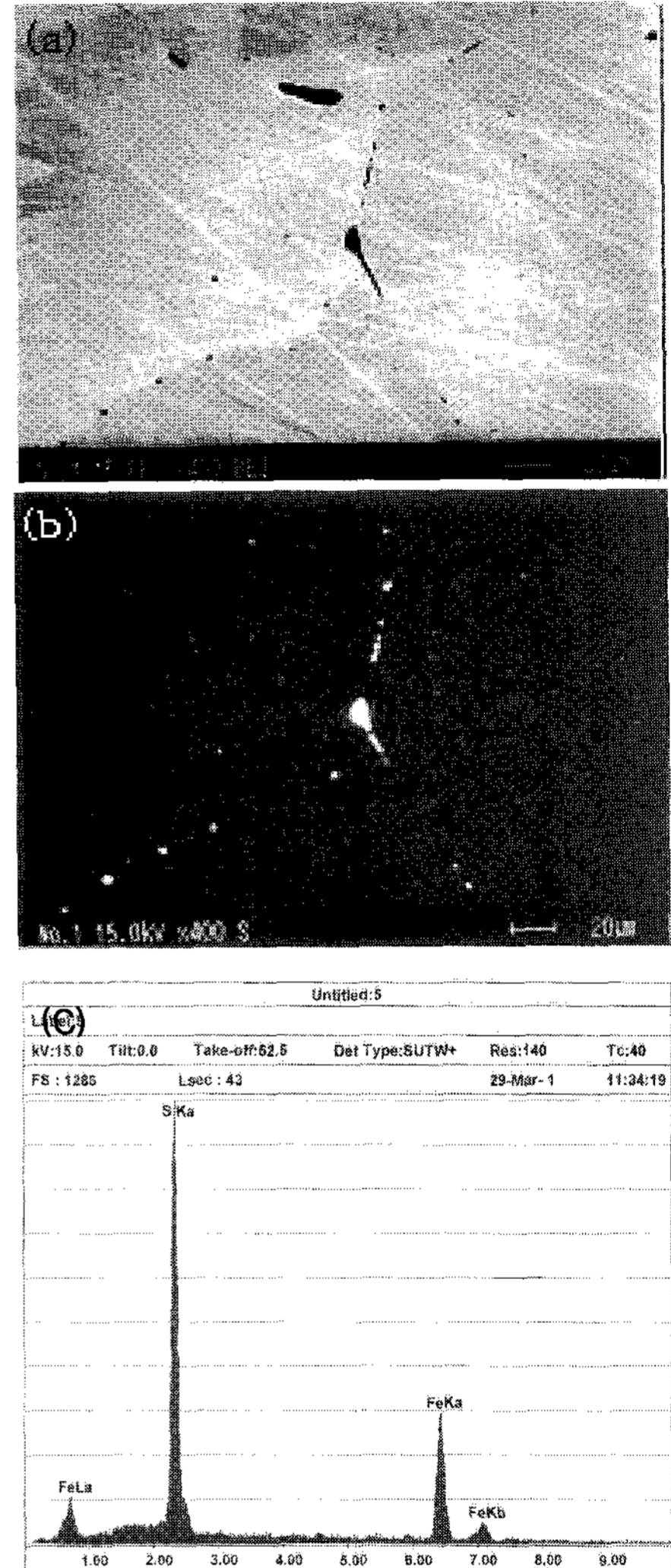


Fig. 4 (a) SEM micrograph of grain boundary particles of alloy A, (b) the result of area analysis by EPMA for sulfur, (c) composition peak of particle "A" of (b)

게 첨가된 S 불순물에 의해 주조 및 열간 가공을 위한 열처리 시 쉽게 입계를 따라 FeS가 생성되고 고온 변형 도중 입계를 약화시켜 균열을 발생, 진전 시키는 것으로 생각되며, 이에 Fe-36%Ni 인바 합금에서 제시되었던 균열 발생 기구들[3~4]보다는 탄소강이나 오스테나이트 스테인레스강에서 제시된 기구[2]가 더 적합하다고 판단된다.

고온 균열 발생에 미치는 Mn 원소의 영향을 조사해 보고자 Mn이 첨가된 합금 C와 D의 파단 면도 FE-SEM을 사용하여 고배율로 관찰하였다

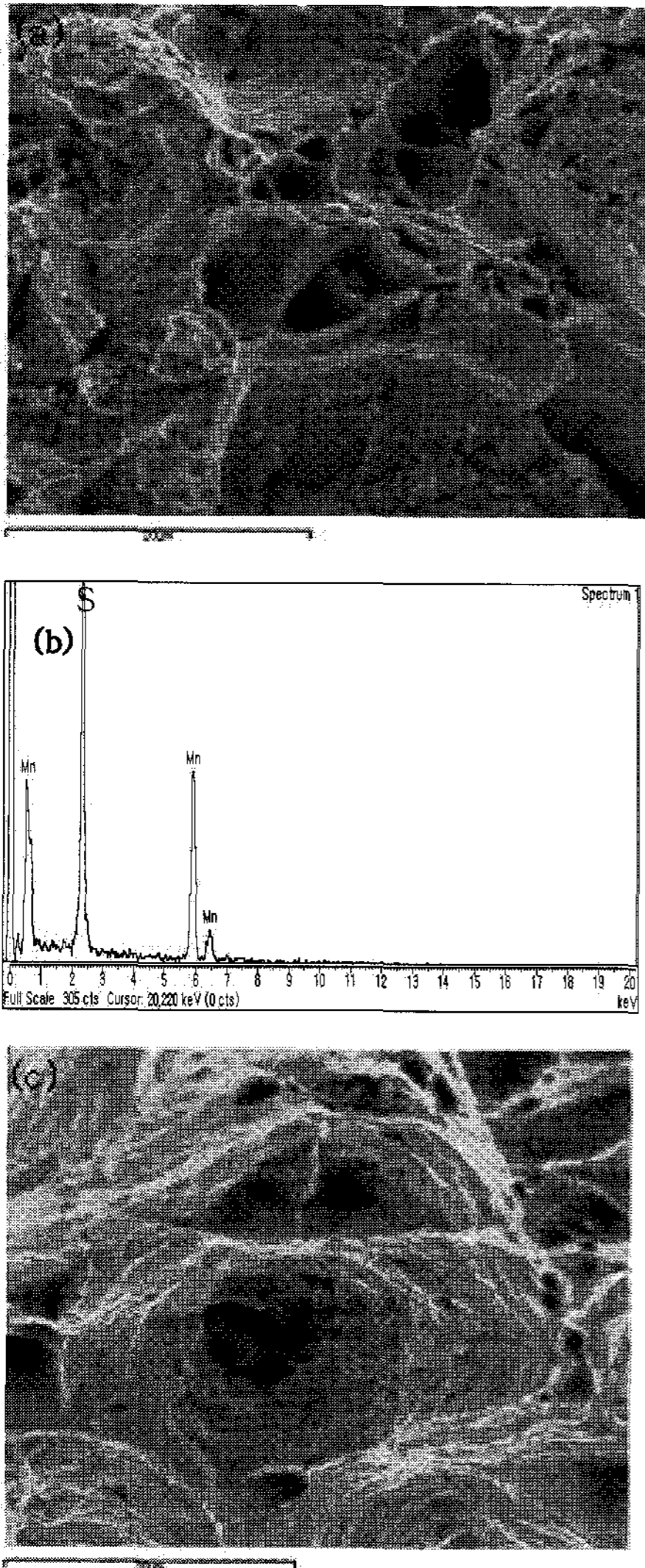


Fig. 5 FE-SEM fractography showing (a) the tensile fracture surface and sulfide particle of alloy C at 1000°C, (b) composition spectrum of the particles on the fracture surface (MnS), and (c) that of alloy D at 1000°C

(Fig. 5). 관찰된 석출상 부근에서 공공(Void)이 생성되고 이것들이 연결되어 입계를 따라 균열이 진행되고 있음을 확인할 수 있었고 석출상의 성분 분석결과 MnS 황화물로 해석되었다. 이와 같은 MnS는 파단면 전반에 걸쳐서 광범위하게 관찰되었으며 900°C-1100°C 온도범위의 동일하게 나타났다. 한편 합금 C와 D의 파단면에서는 합금 A에서 관찰되었던 FeS 상은 관찰할 수 없었다.

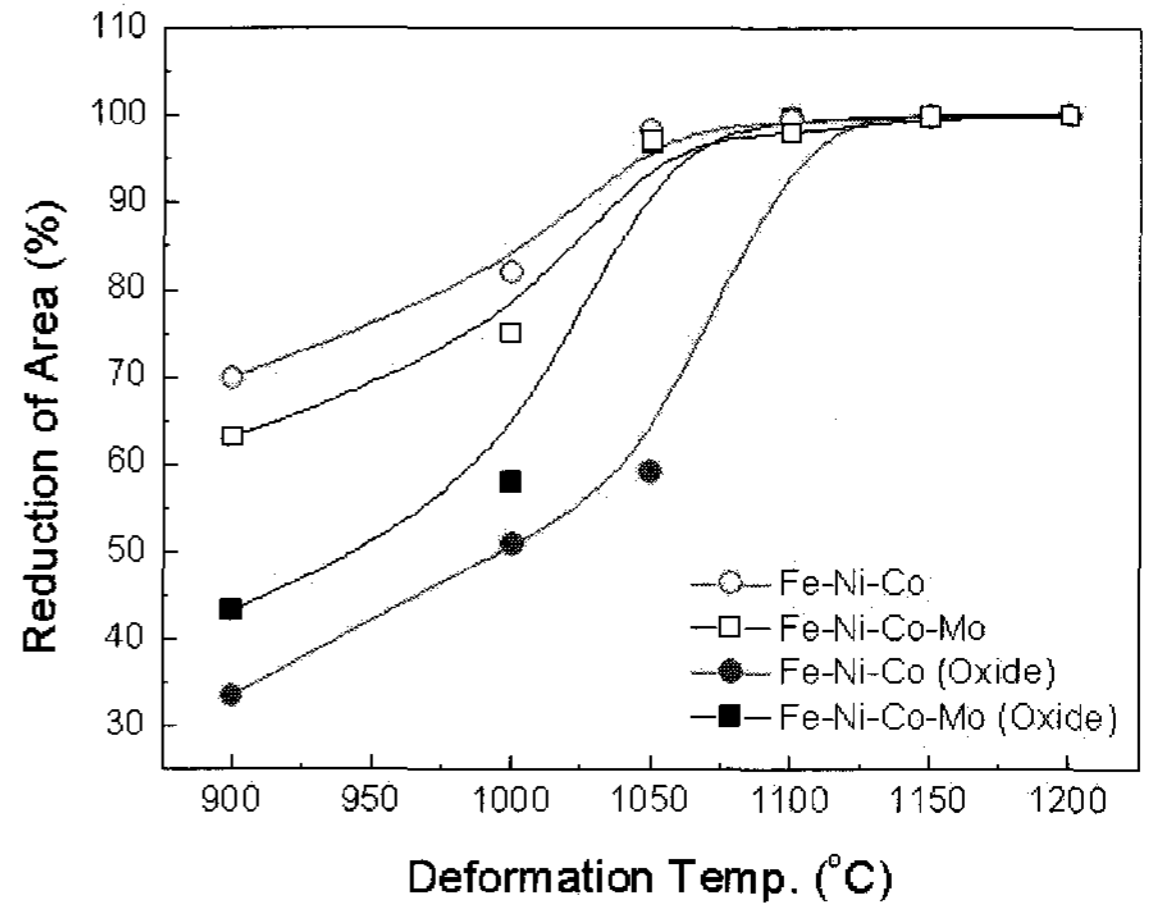


Fig. 6 The effect of oxidation & Mo addition on the hot ductility of Fe-29%Ni-17%Co alloys

또한 관찰된 MnS의 경우에는 합금 A의 FeS 황화물과는 다르게 입계 뿐만 아니라 입내에서도 관찰되었다. 이상의 결과에서 Mn을 첨가할 경우에는 황화물의 형태가 FeS에서 MnS로 바뀌며 입계 취성 파괴 형태에서 연성 입계 파괴 및 입내 파괴가 조장되어 고온 연성의 증가를 가져올 수 있었다.

3.3 고온 연성에 미치는 표면 산화 및 Mo 첨가의 영향

코바 합금의 열간가공성에 미치는 고온 산화 및 Mo 합금원소의 영향을 조사하기 위하여 합금 D와 합금 E에서 가공한 무산화 시편과 인위적으로 표면에 산화층을 입힌 표면 산화 시편에 대하여 열간 가공 온도(900°C, 1000°C, 1050°C, 1100°C, 1150°C, 1200°C)에 따른 단면 수축률을 구하였고 그 결과를 Fig. 6에 비교하였다. 무산화 시편의 경우에서 합금 D(심볼 ○)와 합금 E(심볼 □) 모두에서 온도가 증가함에 따라서 완만한 단면 수축률의 증가를 보이고 있으며 1050°C를 기점으로 고온에서 거의 98% 이상의 높은 고온 연성을 나타낸다. 또한 비록 큰 차이는 없으나 무산화 시편의 경우 합금 D가 합금 E에 비하여 조금 높은 고온 연성을 보인다. 기본 코바 조성의 합금 D에서 무산화 시편(심볼 ○)과 산화 시편(심볼 ●)을 비교해 보면 표면에 산화층이 있는 경우 단면 수축률이 현저히 감소함을 알 수 있다. Mo를 첨가한 합금 E의 경우에도 산화 시편(심볼 ■)이 무산화 시편(심볼 □)에 비하여 열악한 고온 연성을 보이는

Table 2 Average thickness of oxide layers of Alloy D & alloy E with experimental conditions for oxidation test

	External oxidation length (mm)		Internal oxidation length (mm)		
	O ₂ atmosphere				
	1%	4%	1%	4%	
Alloy D	Temperature				
	1190°C	0.16	0.22	0.20	0.24
	1220°C	0.18	0.28	0.23	0.26
	1250°C	0.24	0.34	0.28	0.30
Alloy E (Mo added)	1190°C	0.12	0.18	0.15	0.17
	1220°C	0.16	0.24	0.18	0.20
	1250°C	0.22	0.30	0.20	0.25

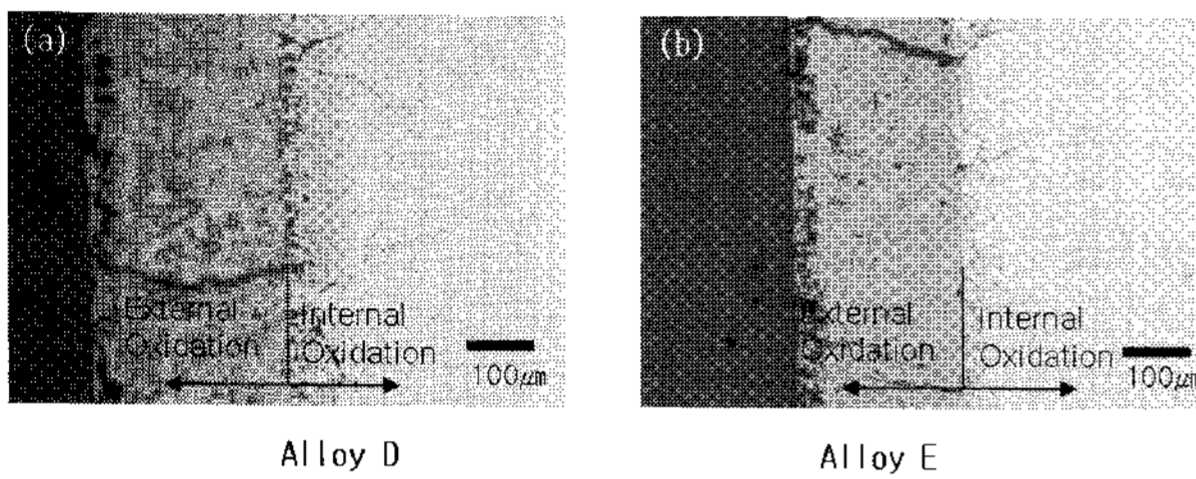


Fig. 7 The examples of optical micrographs showing the scale morphology of Fe-Ni-Co alloy oxidation at 1220 °C

경향은 동일하지만 고온 연성 저하의 크기가 합금 D(심볼 ●)에 비하여 상대적으로 작다는 것에 주목할 만하다. 결과적으로 산화 시편만을 비교할 경우에는 무산화 시편의 결과와는 반대로 오히려 합금 E가 합금 D에 비하여 900°C에서 10% 이상, 1050°C에서 35% 이상 우수한 고온 연성을 나타낸다.

코바 합금의 고온(1190°C, 1220°C, 1250°C) 산화 실험 결과, Mo를 첨가함에 따라서 온도 및 분위기와 무관하게 산화가 억제되는 것을 알 수 있었다. 또한 초기에는 직선 또는 포물선 형태로 산화증량이 증가하다가 일정 시점부터 아주 조금씩 산화량이 증가하는 산화 거동을 나타내었다. 산화 실험 후 시편의 스케일 단면을 관찰한 결과, 기본적으로 산화 시 온도가 증가하고 산소 농도가 증가함에 따라서 산화층의 두께가 증가함을 알 수 있었다(Fig. 7). 산화 스케일은 다공성(porous) 스케일이 포함되어 있는 외부 산화층과 시편 내부에서 나타나는 내부 산화층으로 구분이 되는데, 내부 산화층은 다시 금속(metal)과 산화물(oxide)이 혼합되어 있는 층과 이 혼합층을 관통하면서 침상의 스케일이 기지내에서 입계 산화의 형태로 나타나는 층으로 나누어진다. 일반적으로 온도가 증가함에 따라서 외부 산화막의 두께가 증가할

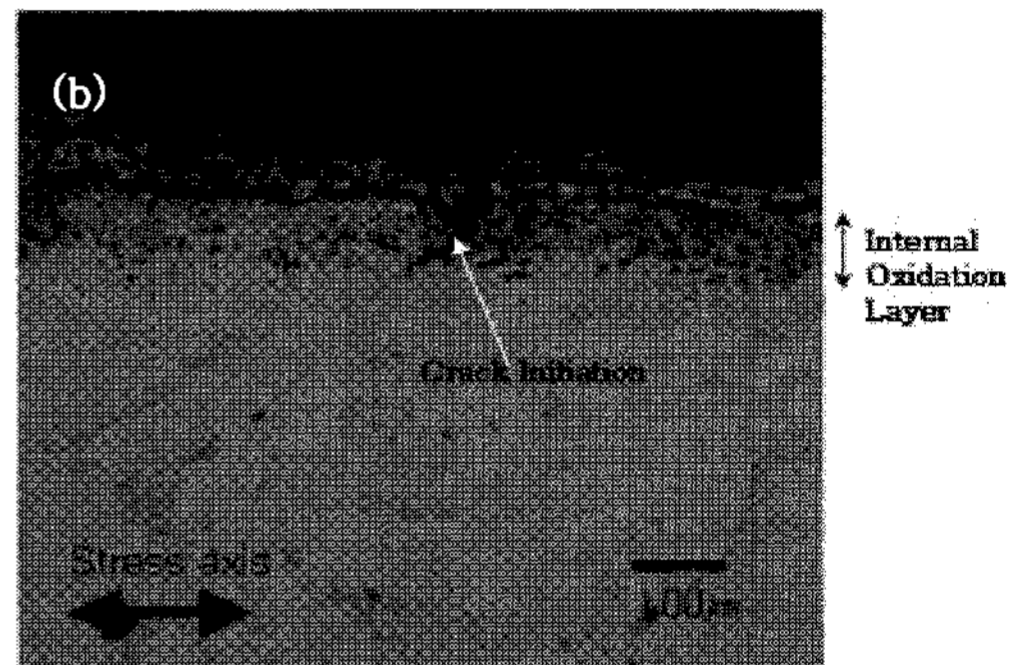
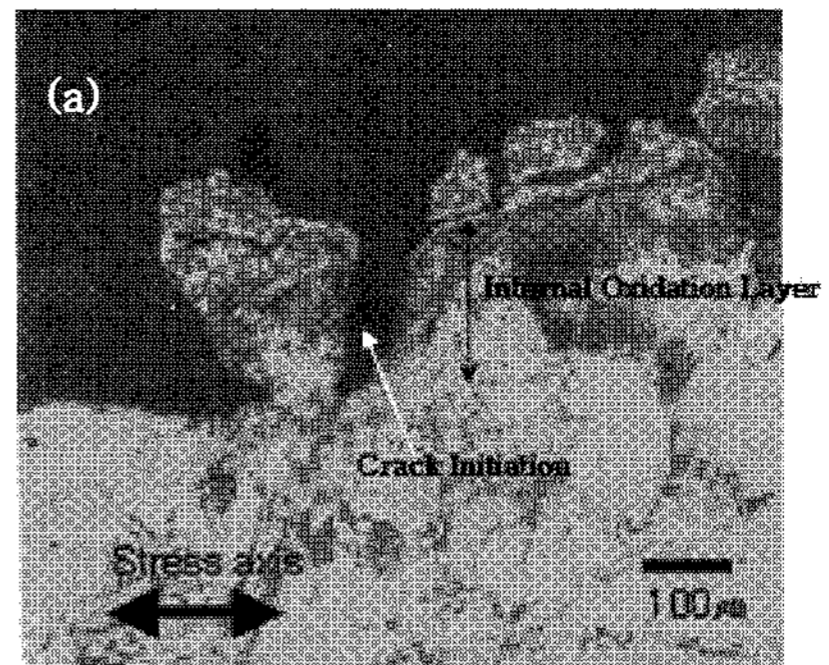


Fig. 8 The effect of internal oxidation on the crack initiation of high temperature (1000 °C) tensile deformation, (a) alloy D and (b) Mo added alloy E

뿐만 아니라 내부 산화도 심하게 진행됨을 알 수 있었다(Table 2).

고온 산화와 열간 가공성 저하의 상관관계를 조사하기 위하여 산화 시킨 합금 D와 E 시편들의 고온 인장 후 파단면을 세로로 절단하고 파단면 바로 아래 부위에서 시편 표면을 관찰한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 두 합금 모두에서 응력이 집중된 파단면 근처에서 균열 생성 사이트(crack initiation site)로 작용할 수 있는 미세 균열(micro crack)들이 발견되는데, 이 미세 균열들은 정확히 내부 산화층의 깊이만큼 입계를 따라 형성되어 있으며 외부 산화층의 두께에는 영향을 받지 않는 것에 주목할 만하다. 산화된 시편과 무산화 시편을 비교하여 생각할 때, 산화시편의 경우 내부 산화 영역에서 미세 균열이 쉽게 발생되고 이것이 노치의 역할을 하여 열간 가공성을 저하시킴을 유추할 수 있다.

Pandey 등[7]은 Ni 순금속에서 상기 기구와 유사하게 내부 산화 영역에서 입계 균열들이 생성되고 이것이 진전하여 고온 크리프(creep) 특성을

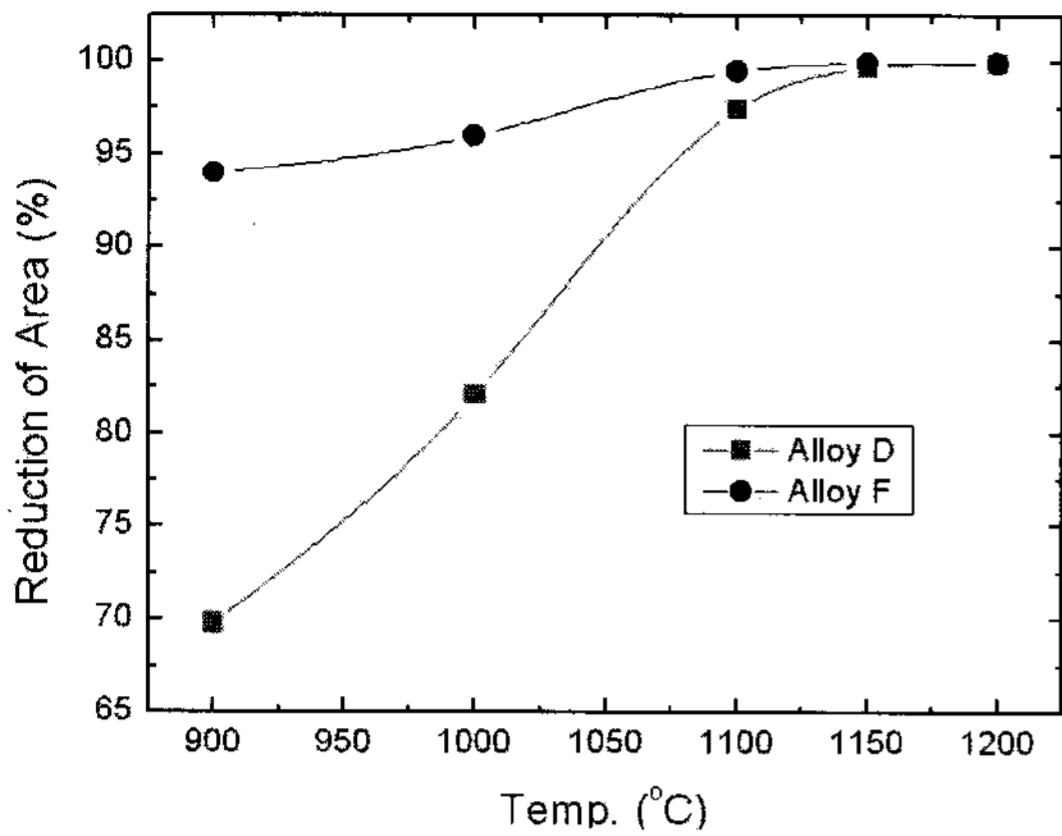


Fig. 9 Improvement of hot temperature reduction of area of Fe-29%Ni-17%Co alloy by adding 0.003 wt% B

저하시킨다고 보고한 바 있다. 한편 Table 2 에서 Mo 를 첨가한 합금 E 시편이 모든 온도 및 분위기에서 합금 D 에 비하여 내부 산화층의 두께가 작은 것을 알 수 있다.

이에 따라 Mo 를 첨가(합금 E)하여 산화를 수행한 시편의 경우 내부 산화층 영역의 입계에서 생성되는 미세 균열의 길이도 합금 D 에 비하여 짧아질 것이 예상되며, 이러한 미세 균열의 길이 감소가 특별히 재결정에 의한 연성 향상 효과가 저하되는 온도 구간에서 연성 저하를 상대적으로 억제할 것으로 판단되고, 이는 Fig. 6 의 열간 가공성 결과와 Fig. 8 에서의 인장 파단 시편 관찰 결과와도 잘 일치하는 것이다.

3.4 B 첨가를 통한 코바 합금의 열간 가공성 향상

Fig. 9 는 Fig. 2 에서 가장 우수한 열간 가공성을 보인 합금 D(Mn+low S)와 이 합금을 기본으로 0.003wt.%의 B 을 첨가한 B 첨가 코바 합금(합금 F)의 변형 온도에 따른 단면 수축률을 나타낸 것이다. 가장 낮은 온도인 900°C 에서도 합금 F 의 경우에는 93.7%를 보이고 있으며(합금 D 의 경우 69.8%의 단면 수축률을 나타냄) 온도가 증가함에 따라서 100%에 가까운 현저하게 향상된 열간 가공성을 확인할 수 있다.

B 첨가 합금(합금 F)의 파단면 관찰 결과 (Fig. 10), 다른 조성의 코바 합금(합금 A~합금 E)에서 공통적으로 나타난 900°C~1000°C 변형 온도에서의 입내 파괴와 입계 파괴의 혼합 파단면은 불

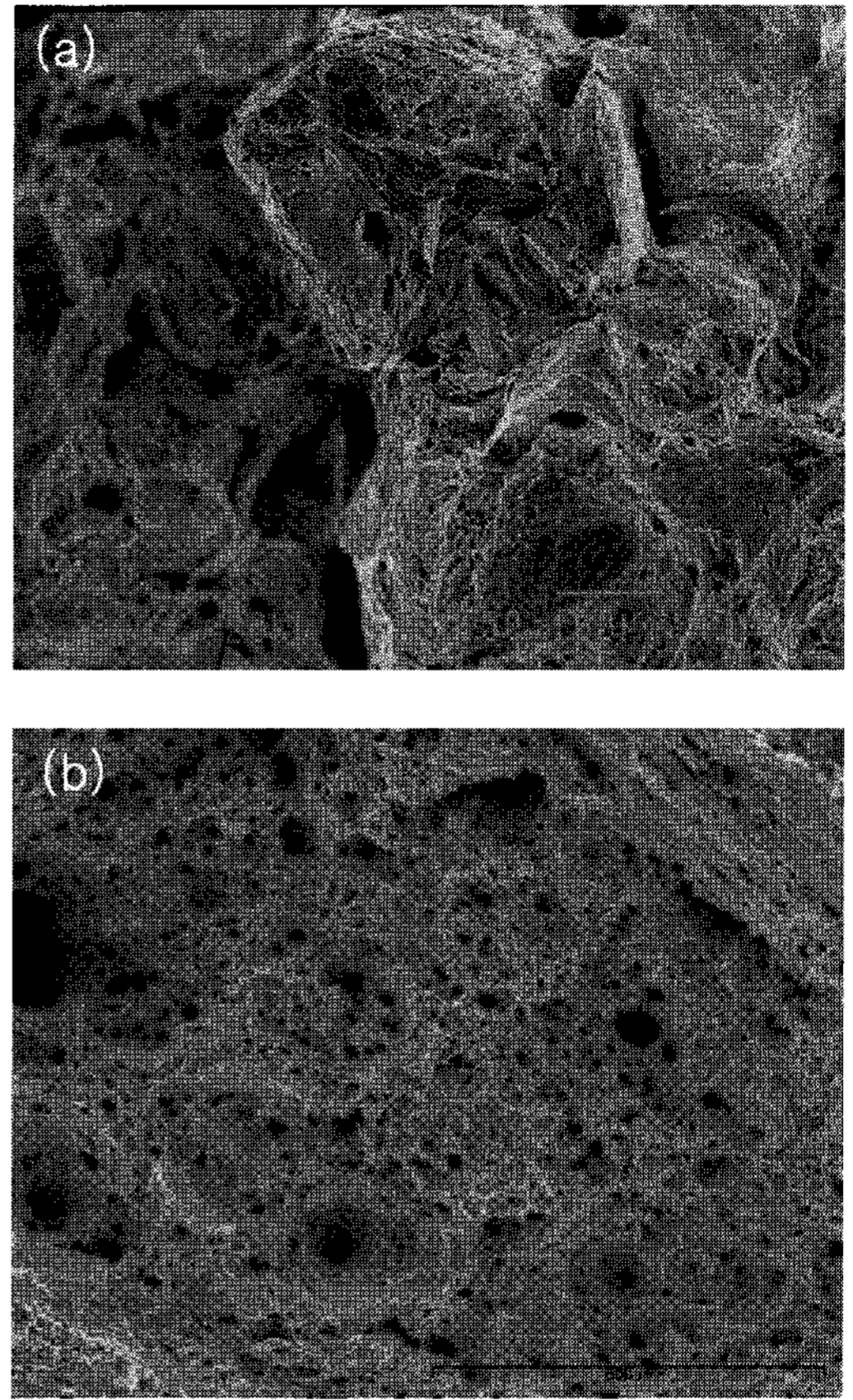
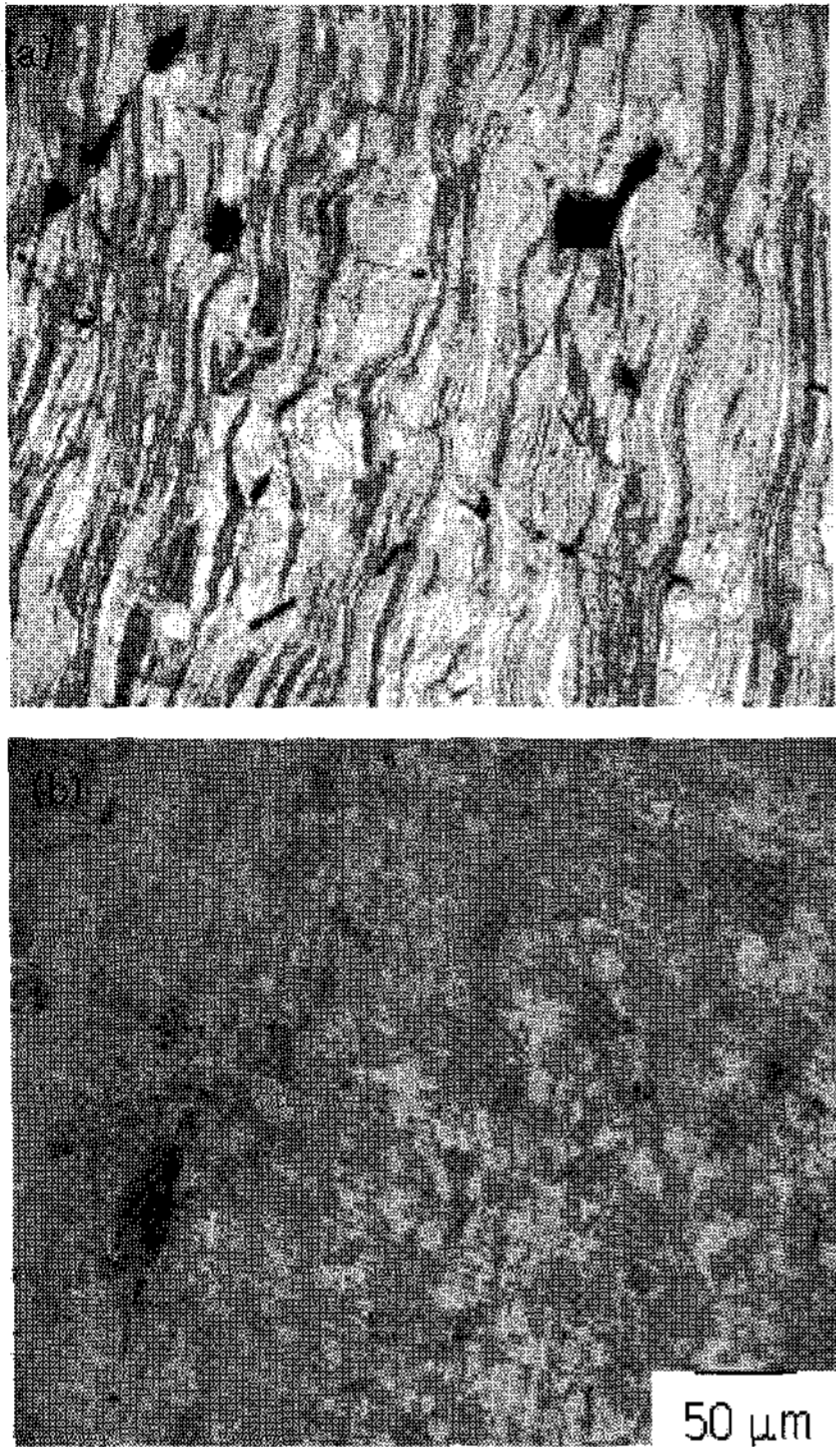


Fig.10 SEM micrographs showing the fracture surface after hot tensile deformation at 900 °C, (a) alloy D, and (b) boron added alloy F

수 없었으며 대신 900°C 에서도 다른 합금의 고온(1100°C~1200°C)에서 나타나는 것과 유사한 전형적인 네킹에 의한 고온 연성파괴를 관찰할 수 있었다. 일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강에 보론을 소량 첨가하면 열간 가공성이 향상된다고 알려져 있다. 그 원인에 대해서 Thomas 등 [8]은 입계에 보론이 고용상태로 편석하고 이것이 입계로의 공공(vacancy) 이동에 영향을 주어 입계 공동의 형성을 방해함으로써 입계 균열의 생성을 억제시키기 때문으로 제시한 바 있고, Kwon 등[9]은 보론이 개재물 주위에 편석하여 균열의 생성을 방지하기 때문이라고 주장하였으며, White[10]는 재결정을 촉진하기 때문이라고 하였다. 현재까지 Fe-29%Ni-17%Co 합금의 고온 연성에 미치는 B 의 영향에 대하여 제시된 것이 없으나, Fe-Ni 계 인바 합금의 경우에는 B 을 첨가함에 따라서 고온



**Fig.11 Microstructures of tensile fractured samples
(a) alloy D and (b) boron added alloy F**

연성이 향상된다고 보고된 바 있다[11].

B 첨가가 고온 연성 향상을 가져오는 원인을 조사하기 위하여 EPMA 분석, Auger 분석 등을 사용하여 B의 분포를 조사하였으나 첨가량이 미미하여 검출하기 어려웠으며 소량 검출된 B의 경우에도 산화물 또는 입계로의 편석 경향을 관찰할 수 없었다. 이에 반해 변형된 시편의 미세조직 관찰을 통하여 B 첨가 합금에서 변형이 집중된 부위를 중심으로 미세한 재결정립의 생성을 관찰할 수 있었다. Fig. 11은 합금 D와 합금 F의 파단된 부위 바로 아래 영역을 관찰한 사진으로서 B 원소 첨가에 의한 재결정 발생의 예를 보여주는 것이다.

Mostefa 등은 Fe-36%Ni 합금에서 온도가 증가함에 따라 나타나는 고온 연성의 향상은 동적 재결정에 의한 입계의 이동에 의해서 나타난다고 제시한 바 있다. 본 연구에서 나타난 합금 F의 현저한 연성 증가도 B 첨가를 통한 낮은 온도에서의 동적 재결정 유발이 균열 생성이 조장되는 결정립계의 이동을 원활하게 하고 이것이 결과적으로 입계 파괴를 억제한 때문으로 생각된다.

4. 결론

본 연구에서는 코바 합금의 고온 변형 거동에 미치는 Mn, Mo, B의 합금 원소 첨가 영향에 대하여 조사하였다.

(1) Mn을 첨가함에 따라서 일반적으로 고온 연성이 증가함을 알 수 있었고, 이는 Mn 첨가에 따라서 코바에서 생성되는 황화물의 형태가 FeS에서 MnS로 바뀌며 입계 취성 파괴 형태에서 연성 입계 파괴 및 입내 파괴가 조장되는 것에 기인함을 알 수 있었다.

(2) Mo 첨가가 코바 합금의 고온 산화 및 열간 가공성에 미치는 영향을 조사한 결과, 무산화 가공으로 고온 인장을 수행한 경우 Mo를 첨가하지 않은 합금이 Mo 첨가 합금에 비하여 높은 열간 가공성을 나타내었으나, 가열로 조건과 유사하게 산화시킨 시편은 오히려 Mo를 첨가한 합금의 열간 가공성이 더 우수한 것으로 밝혀졌다. 시편 표면 관찰 결과 내부 산화층의 깊이만큼 입계를 따라 미세 균열들이 생성되는 것을 발견하였으며 Mo 첨가에 따라 나타나는 내부 산화의 억제 효과를 열간 가공성의 향상과 연관시켜 설명할 수 있었다.

(3) 기본 코바 합금에 B 함량에 따른 열간 가공성을 조사한 결과, 30ppm의 B를 첨가함에 따라서 현저히 향상된 열간 가공성을 확인할 수 있었다. 변형 후 미세조직 관찰을 통하여 B 첨가 시 변형된 부위를 중심으로 미세한 재결정립이 나타남을 알 수 있었고, 이러한 동적 재결정에 의해 미세 결정립의 생성이 결정립계에서의 공공의 이동과 균열의 생성을 억제시킬 수 있음을 유추할 수 있었다.

후 기

이 논문은 2005 학년도 안동대학교 학술연구 조성비에 의하여 연구되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Doz. Dr.-Ing. Franz Pfrogner, 1990, Blech Rohre Profile, 37, p. 310.
- [2] M. Katsumaa, I. Takagi and h. Kaji, 1990, Tetsu-to-Hagane, 76, p. 238.
- [3] L. B. Mostefa, G. Saindrenan, M. P. Solignac, J. P. Colin, 1991, Acta metal. Mater., 39, p. 3111.

- [4] C. Tanaka, 1998, Manufacturing Process of 36%Ni-Fe Invar Steel, POSCO Tokyo Branch Project Report.
- [5] S. C. Lee, Y. Y. Lee, Y. D. Lee, 2000, J. Kor. Inst. Met. & Mater., 38, p. 460.
- [6] Y. Y. Lee, S. C. Lee, Y. D. Lee, 2000, J. Kor. Inst. Met. & Mater., 38, p. 1690.
- [7] M. C. Pandey, S. Srinivas, 1997, Advanced in Fracture Research, ICF9, p. 359.
- [8] B. J. Thomas and G. Henry, 1980, Boron in Steel", S. K. Banerji and J. E. Morrale (Eds), Warrendale, Pa, USA, TMS/AIME, p. 80.
- [9] S. R. Keown, 1979, Hot working and Forging Processes, Proc. Conf. Sheffield, England, p. 140.
- [10] F. White, 1967, Ph. D Dissertation Paris.
- [11] T. Okiyama, K. Mukai, Y. Kawai, 1989, Nisshin Steel Tech. Rep., 60, p. 1.