

研究論文

## 플라즈마분체 오버레이법에 의한 알루미늄합금 표면의 경화특성에 관한 연구(I)

- 후막 표면 합금화층의 형성조건과 그 조직 -

李揆千\* · 中田一博\*\* · 姜元錫\* · 李暎浩\* · 松田福久\*\*

### Hardening Characteristics of Aluminum Alloy Surface by PTA Overlaying with Metal Powders(I)

- Optimum condition for formation and microstructure of thicker surface alloyed layer -

K.C. LEE\*, K.H. NAKATA\*\*, W.S. KANG\*, Y.H. LEE\* and F.H. MATSUDA\*\*

**Key Words** : Surface Alloying(표면합금화), Overlaying(오버레이), Aluminum Alloy(알루미늄합금),  
PTA Overlaying(플라즈마 분체 오버레이), Metal Powder(금속분말)

#### Abstract

Effect of Cr, Cu and Ni metal powders addition on the alloyed layer of aluminum alloy (AC2B) has been investigated with the plasma transferred arc(PTA) overlaying process. The overlaying conditions were 125-200A in plasma arc current, 150mm/min in process speed and 5-20g/min in powder feeding rate. Main results obtained are summarized as follows :

1) It was made clear that formation of thick surface alloyed layer on aluminum alloy is possible by PTA overlaying process.

2) The range of optimum alloying conditions were much wider in case of Cu and Ni powder additions than the case of Cr powder addition judging from the surface appearance and the bead macrostructure.

3) Alloyed layer with Cu showed almost the homogeneous microstructure through the whole layer by eutectic reaction. Alloyed layers with Cr and Ni showed needle-like and agglomerated microstructures, the structure of which has compound layer in upper zone of bead by peritectic and eutectic-peritectic reactions, respectively.

4) Microconstituents of the alloyed layer were analyzed as Al+CrAl<sub>7</sub> eutectics, Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>, CrAl<sub>4</sub>, Cr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub> and

\* 정회원, 충남대학교 기계공학과

\*\* 비회원, 일본오사카대학 용접공학연구소

$Cr_3Al_8$ , for Cr addition,  $Al+CuAl_2(\theta)$  eutectics and  $\theta$  for Cu addition, and  $Al+NiAl_3$  eutectics,  $NiAl_3$ ,  $Ni_2Al_3$  and  $NiAl$  for Ni addition.

5) Concerning defect of the alloyed layer, many blow holes were seen in Cr and Ni additions although there was lesser in Cu addition. Residual gas contents in blow hole for Cu and Ni alloyed layer were confirmed as mainly  $H_2$  and a little of  $N_2$ .

Cracking was observed in compound zone of the alloyed layer in case of Cr and Ni addition but not in Cu alloyed layer.

## 1. 서 언

알루미늄(Al) 및 그 합금은 가볍고 비강도가 높다는 특징 때문에 항공기, 자동차 등의 수송 및 산업기기 분야에 널리 이용되고 있다. 그러나 산업구조의 고도화에 따라서 기존 Al합금에 대해서 보다 새로운 기능이 요구되고 있다. 그 예로서 Al합금의 내마모성의 개선을 들 수가 있다. Al합금의 내마모성을 개선하기 위해서는 이제까지 경질 알루미늄이나 크롬도금처리가 적용되어 왔지만, 그 처리막 두께는 수  $\mu m \sim$  수십  $\mu m$ 에 지나지 않았다. 그러나 Al합금 소재 특성상 이와 같은 박막 경화층으로는 면압 하중을 받는 상태에서의 내마모성은 충분하지 않다. 이를 위한 개선책으로 Al합금 표면에 두께 수 mm 정도의 후막표면경화층의 형성이 요구되고 있다<sup>1,2)</sup>. 이와 같은 후막표면경화층을 형성하기 위해서는 표면용융 합금화법이 유효한 방법의 하나로서 생각되고 있다<sup>1)</sup>. 이를 위한 열원으로서는 고에너지-밀도 열원인 전자빔<sup>3-5)</sup>, 레이저 빔<sup>6-11)</sup> 및 플라즈마아크<sup>12)</sup> 등의 이용이 시도되고 있다. 그러나 그 프로세스 및 형성 합금화층의 특성에 대해서는 아직 연구가 미진한 실정이다. 따라서, 본 연구에서는 표면용융열원으로 이미 철강 재료의 표면 오버레이법으로 실적이 있는 플라즈마아크 분체 오버레이법(이하 PTA법으로 약술함)을 사용하여, Al합금 표면에 각종 금속분말을 첨가하므로써 내마모성이 우수한 후막의 표면경화 합금화층의 형성에 대하여 검토하였다.

제1보인 본 연구에서는 PTA법에 의한 적정합금 화층 형성조건과 그 형성조직에 대한 금속학적인 검토 결과에 대해서 보고한다.

## 2. 사용재료 및 실험방법

### 2.1 사용재료

모재로는 Al합금(AC2B) 주조재 (100'x60"x10' mm)를 사용하였다. Table 1에 그 화학성분을 나타낸다. 또 합금화분말재료로서 순도 99.9%의 Cr, Cu 및 Ni 금속분말을 이용하였다. Fig.1에 그 입경 및 분말 형상을 나타낸다. Cu 및 Ni분말은 구상이므로 그 송급성은 양호하였지만, Cr분말은 분쇄분이기 때문에 입자에 모가 나 있어 송급성이 좋지 않다. 또 Cr 및 Ni분말은 입자의 표면이 거칠어 그 부분에 가스나 수분등이 흡착되기 쉬워, 이들을 사용한 합금화층내에의 기공 발생 원인이 될 수 있다. 이 때문에 사용분말은 실험전에 20°C 에서 24시간 진공 건조하였다. 한편 2원평형상태도<sup>13)</sup>에 의한 검토(후기 Fig. 8(a), 11(a), 14(a))를 위하여 Al-Cr은 포정계, Al-Cu는 넓은 범위에 걸쳐서 단일공정계, Al-Ni은 양자의 중간적인 공정·포정계를 나타낸다.

Table 1 Chemical compositions of base metal

Material	Chemical compositions(wt.%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
AC2B	5.8	0.49	2.5	0.31	0.04	0.08	Bal.

\* Size of test specimen 100'x60"x10'


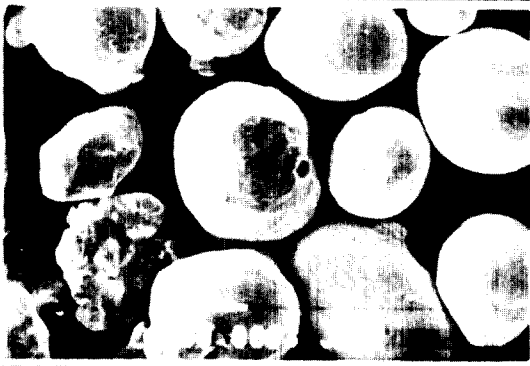

Powder	Size( $\mu\text{m}$ )	Morphology of powder (SEM)
Cr	50~100	
Cu	43~50	
Ni	65~150	

Fig.1 Grain size and shape of metal powder.

## 2.2 실험방법

### 2.2.1 PTA 오버레이에 의한 합금화형성 방법 및 조건

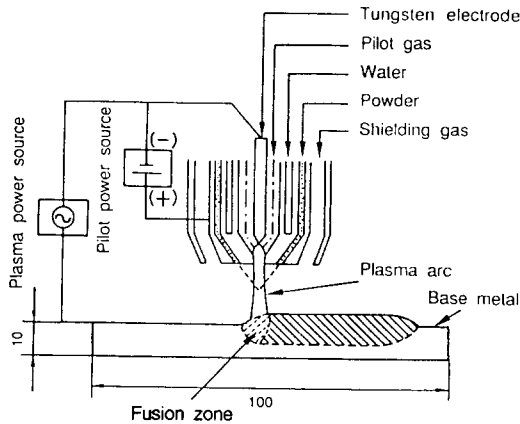
Fig.2는 PTA오버레이법의 원리도를 나타낸다. 플

라즈마아크에 의해 모재표면층을 일정 이동속도로 용융시키면서 이 그림에 나타난 바와 같이 토치내로부터 금속분말을 플라즈마아크중을 통해서 용융지에 공급하여, 용융부에 모재와 공급된 분말과의 합금화층을 형성시킨다.

Table.2는 오버레이 조건을 나타낸다. PTA오버레

**Table 2** Overlaying conditions used in this experiment

IMEAN (A)	IEN (A)	IEP (A)	$T_{EN}/T_{EP}$	Powder feeding rate (g/min)	Overlaying speed (mm/min)	Ar gas(1/min)		
						Pilot gas	Powder carrier gas	Shield. gas
125	172	80	75/25	5   20	150			
150	217							
175	255							
200	295					0.5	2	16

**Fig.2** Schematic illustration of PTA overlaying process.

이 전원에는 인버터식 교직양용기(플라즈마 분체 오버레이 장치, NPPS100형)를 이용하였다. 또 본 연구에서는 모재가 Al합금이기 때문에 방전 극성은 교류로 하였다. 교류주파수는 200Hz, 정극(EN)과 역극(EP)의 시간비율( $T_{EN}/T_{EP}$ )은 75/25, 역극 전류( $I_{EP}$ )는 80A로 각각 일정하게 하고 정극 전류만을 변화시켰으며, 또 평균전류( $I_{MEAN}$ , 이하 이것을 오버레이 전류라 부른다)는 125~200A로 변화시켰다. 또 오버레이 속도는 150mm/min로 일정하게 하고, 파이롯트 가스 및 시일드 가스로는 Ar을사용하였으며, 유량은 각각 0.5 및 16l/min로 일정하게 하였다. 또한 분말공급량은 일정 캐리어 가스 유량(Ar, 2l/min)에서 5~20g/min로 변화시켰으며, 토치 선단과 모재 표면간 거리는 8mm로 하였다.

### 2.2.2 합금화층의 조직 관찰 및 형성상 동정법

얻어진 합금화층에 대해서 우선 그 표면 외관 및 단면 형상의 관찰을 하였다. 단면 관찰용 시험편은 기계연마 및 전해부식하여 광학 및 주사형 전자현미경(SEM)관찰, EPMA에 의한 원소분석, 그리고 X

선회절법(CuK $\alpha$ 선, 40KV, 20mA)에 의해 합금화층의 형성상의 동정에 이용하였다.

### 2.2.3 PTA오버레이시의 용융지 온도의 측정

모재 뒷면에 오버레이시에 용융지로 되는 부분의 소정 위치까지 구멍( $\phi 1.7$ mm)을 뚫고 알루미늄 절연관(외경, 1.6mm)을 통해서 열전대(W5%Re/W26%Re,  $\phi 0.25$ mm)를 삽입, 고정시킨후, PTA오버레이하여 그 때의 용융지내의 온도이력을 측정하였다. PTA오버레이후 시편 단면을 관찰하여 열전대 삽입 상태의 양부 및 삽입 위치를 확인하였다.

### 2.2.4 기공내 잔류가스분석

오버레이시편을 절단한 후 진공용기내에 삽입하고 진공( $1 \times 10^{-5}$ Pa)중에서 드릴( $\phi 1$ mm)로 합금화층을 표면부터 드릴링하여, 합금화층중의 기공내에서 방출되는 가스를 4중 극형 질량 분석계에 의해 측정하였다. 한편 고정도재는 드릴링이 곤란하기 때문에 합금화층의 경도가 비교적 낮은 Cu 및 Ni 분말공급량 5g/min, 오버레이전류 150A, 오버레이 속도 150mm/min에서의 시편을 이용하였다. 또한 비교를 위해 분말을 공급하지 않은 비드부에 발생한 기공에 대해서도 동일한 분석을 하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 합금화 비드 외관

Fig.3은 Cu분말에 의한 합금화 비드 외관을 나타낸다. 오버레이 전류를 125~200A, 분말공급량을 5~20g/min로 변화시킨 경우이다. 또한 비교를 위해 분말을 공급하지 않은 경우의 비드 외관도 나타내었다. 분말 공급에 의해 비드 폭은 넓어지는 경향이

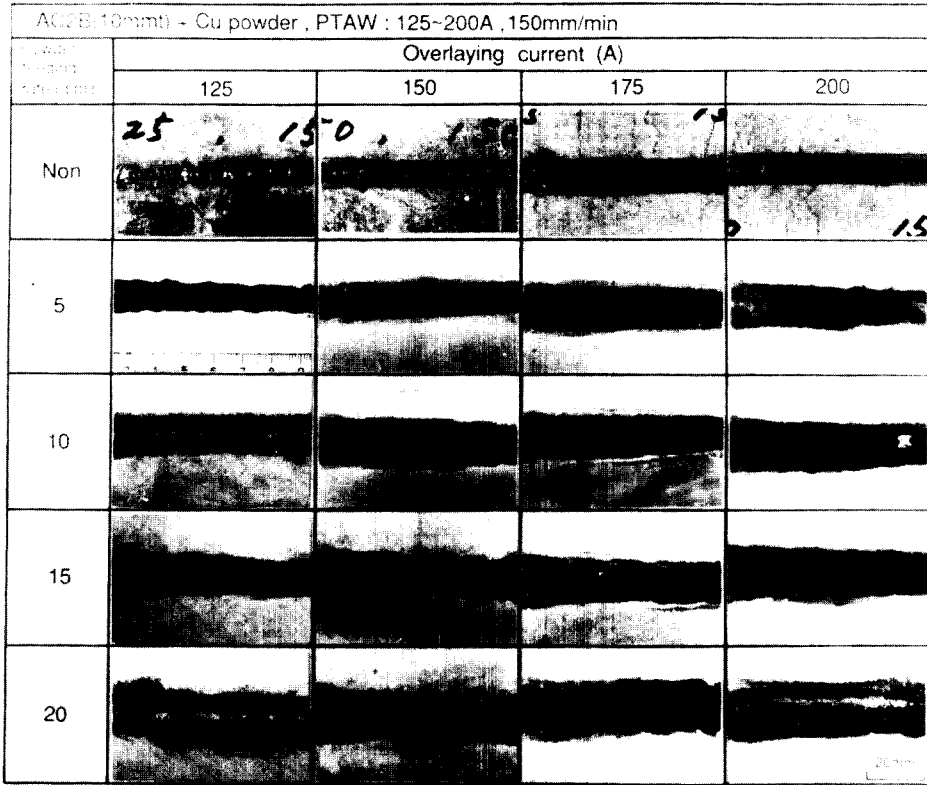


Fig.3 General appearance of Cu alloyed bead surface.

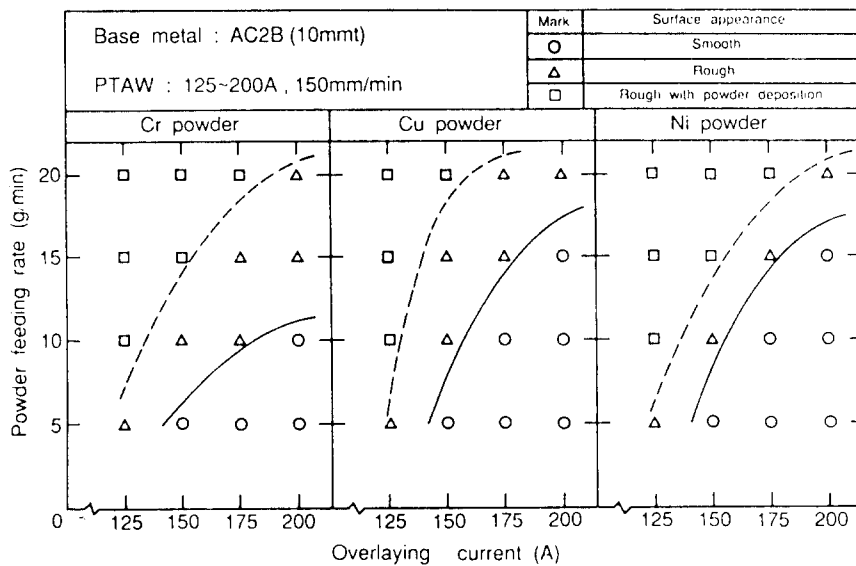


Fig.4 Combined effect of overlaying current and powder feeding rate on alloyed bead appearance.

었다. 오버레이 전류가 125A로 소전류에서는 용융지 형성이 불충분하기 때문에 Cu분말이 구상으로 용착하며, 공급량이 20g/min로 많은 경우에는 비드 표면에 Cu퇴적층이 형성되었다. 그러나 오버레이 전류의 증가에 따라서 특히 200A에서는 분말공급량의 증가에도 불구하고 양호한 비드 표면이 얻어졌다. 그리고 Cr 및 Ni분말에 의한 합금화층의 표면 비드 외관도 Cu의 경우와 거의 같은 경향을 보였다.

Fig.4는 각 분말의 비드 표면 외관에 미치는 오버레이 전류 및 분말 공급량의 영향을 나타낸다. 비드 외관을 그림중에 표시한 바와 같이 그 양부를 3단계(○,△,×)로 평가하였다. 표면이 매끈하고 양호한 비드 외관(○)이 얻어진 적정합금화 조건 범위는 어느 경우에도 150A 이상에서 얻어지고, 오버레이 전류의 증가와 함께 적정분말 공급영역은 확대하였

다. 이 적정합금화 조건 범위는 Cr의 경우에는 좁은 반면 Cu 및 Ni의 경우에는 비교적 넓어짐을 알 수 있었다. 합금화층 형성의 관점에서는 합금화 분말로써 Cu 및 Ni이 적당한 것으로 생각된다. 그 상세한 이유는 후술하지만 Cu와 Ni은 2원상태에 있어서 Al과 어느 경우도 저융점의 공정 반응을 나타내지만, Cr은 그렇지 않기 때문으로 생각된다.

### 3.2 합금화층 비드 단면의 형상

Fig.5(a),(b),(c)는 각각 Cr, Cu 및 Ni 합금화 비드 중앙부의 단면 마크로조직에 미치는 분말공급량 및 오버레이 전류의 영향을 나타낸다. 어느 경우에도 분말 공급에 의해 비드 폭 및 용융 깊이는 분말을

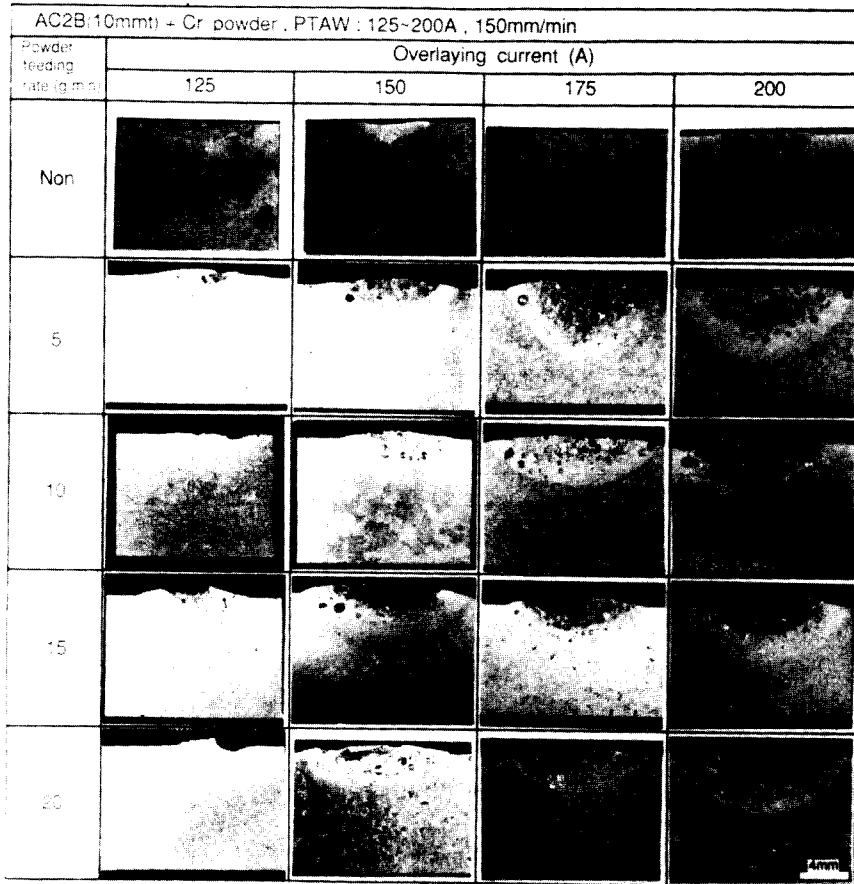


Fig.5(a) Combined effect of overlying current and powder feeding rate on microstructure of cross-section of Cr alloyed bead.

공급을 하지 않은 경우보다도 증가하지만, 그 경향은 분말의 종류에 따라 다르다. 이 그림 5 (a)의 Cr의 경우, Cu 및 Ni에 비하여 동일 조건에서도 비드 폭 및 용융 깊이는 비교적 작았다. 또 용융 깊이는 분말공급량의 증가와 함께 일단 증가한 후 감소하는 경향을 갖는다. 또 비드 중앙부와 주변부에서는 조직의 차이가 있었다. 그리고 어느 조건에 있어서도 비드내에서는 다수의 커다란 기공이 관찰되었다. 용융 깊이가 분말공급량과 함께 증가하는 것은 정출하는 화합물의 생성열( $CrAl_3$ 의 경우  $13KJ/mol$ )<sup>14)</sup>에 의한 것으로 생각된다. 또 Cr은 후기 Fig.8(a)의 상태에서 포정반응에 의해 고용점의 화합물을 형성하기 쉽고 공급량이 많게 되면 비드 표면이 고용점 화합물에 의해 층상으로 피복되기 때문에 용융 깊이가 감소하여, 보다 균일한 화합물층의 형성이 곤

란하게 되기 때문으로 생각된다. 그림 5 (b)의 Cu의 경우 125A, 20g/min의 분말 미용융의 경우를 제외 하면 분말 공급량의 증가에 따라서 비드 폭 및 용융 깊이는 증가하며, 특히 150A 이하의 소전류역에서도 깊은 용융과 균일한 마크로조직이 얻어졌다. 또 기공의 생성량은 전체적으로 적고 그 형성 장소는 대체로 비드 표면이었다. 이와 같이 Cu가 넓은 조건 범위에서 매우 용이하게 Al 모재와 양호한 용융합금화층을 형성할 수 있는 것은 Fig.11(a)의 상태에서도, 넓은 조성 범위에 걸쳐서 Al과 저용점의 공정반응(공정온도  $548^{\circ}C$ )이 생기고, 더우기 과공정역에 있어서도 액상선 온도는  $591^{\circ}C$ 로 낮기 때문에 보다 균일한 용융합금화가 된 때문일 것이다. 그림 5 (c)는 Ni 합금화한 경우의 비드이다. 어느 오버레이 전류에서도 분말 공급량이 적은 경우에는 비드 폭 및 용융

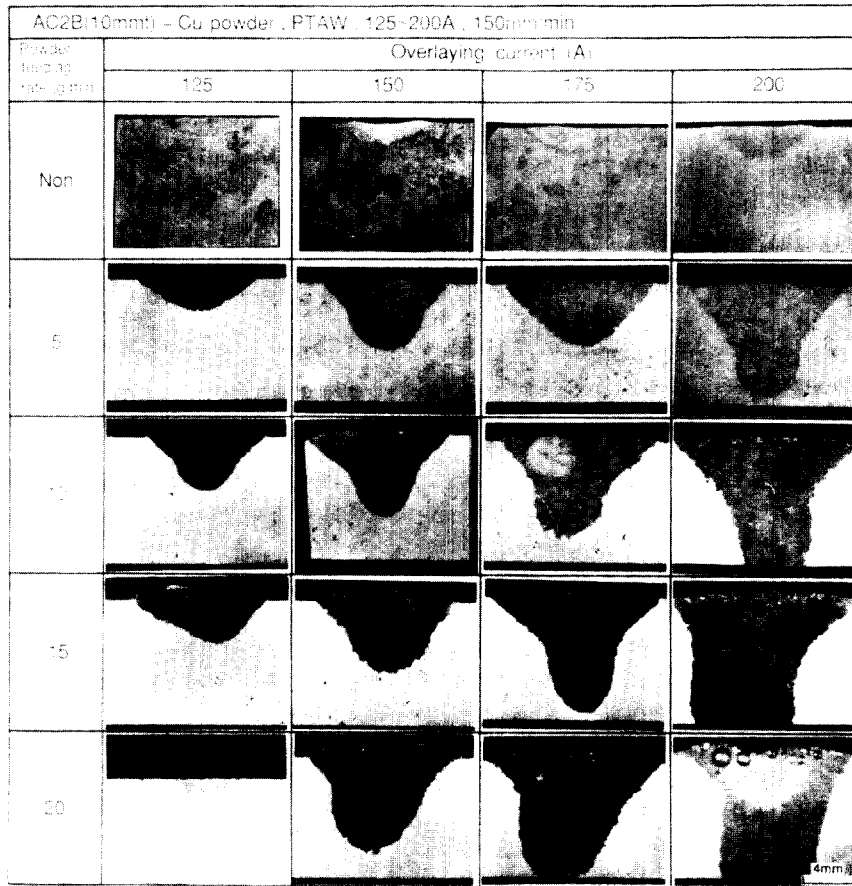
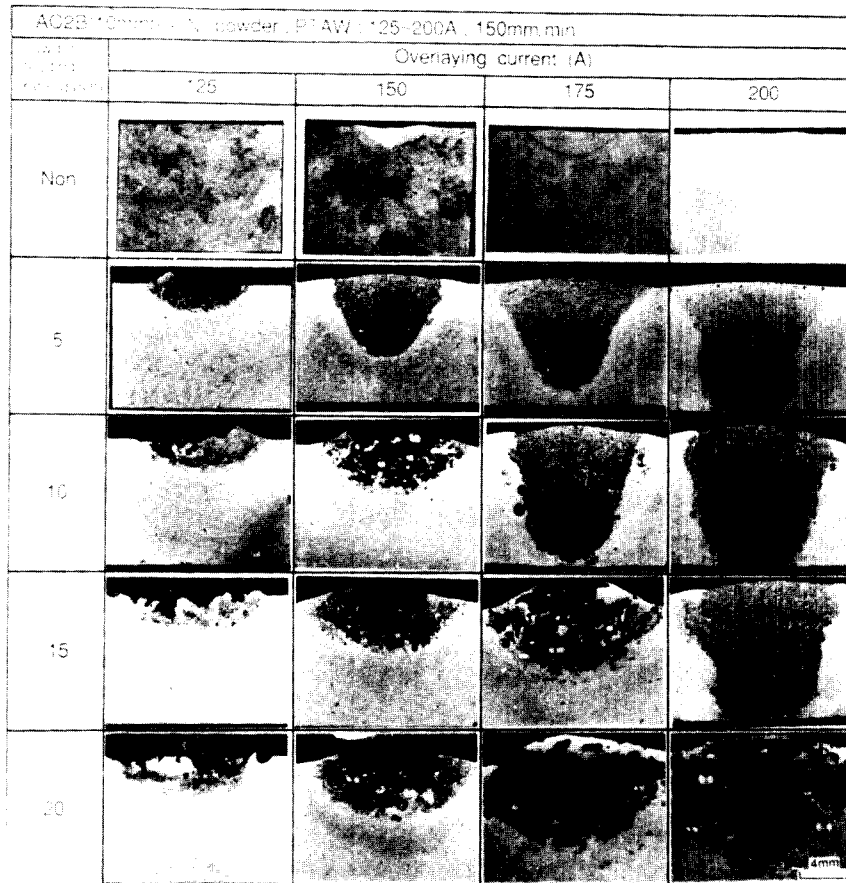


Fig.5(b) Combined effect of overlaying current and powder feeding rate on microstructure of cross-section of Cu alloyed bead.



**Fig.5(c)** Combined effect of overlaying current and powder feeding rate on microstructure of cross-section of Ni alloyed bead.

깊이는 분말 공급량의 증가에 따라서 Cu의 경우와 동일하거나, 오히려 그 이상으로 현저히 증가하고 또 그 때의 마크로조직도 거의 균일하였다. 그러나 공급량이 임계치를 넘으면 용융 깊이는 급격히 얕아지고 또 조직도 불균일하게 되었다. Al-Ni의 상태도 Fig.14(a)에서 Ni량이 적은 범위에서는 공정반응(640°C)이 존재하며, 또  $NiAl_3$  및  $Ni_2Al_3$ 의 형성시에 각각 40 및 50KJ/mol<sup>(4)</sup>의 생성열이 기여하는 것으로 생각되어, 이들에 의해 Ni공급량이 적은 범위에서는 용이하게 균일 합금화층이 형성되고 또한 용융 깊이도 증가한 것으로 생각된다. 그러나 Ni량이 증가하면 액상온도는 급격히 높아지며 고융점 화합물이 형성되기 쉬워진다. 이 때문에 공급량이 많은 경우에는 Cr의 경우와 같이 비드 표면에 고융점의 화합물상이 형성되므로 용융깊이가 감소한 것으로 생각

된다. 또 이와 같은 불균일 조직을 나타내는 경우에는 주로 비드 하부에 커다란 기공이 형성되어 있는데, 이것은 표면화합물층의 존재에 의해 비드 표면으로부터의 가스의 방출이 저지된 결과로 생각된다.

Fig.5(a),(b),(c)의 비드 표면에 있어서 균일 합금화조직이 얻어진 조건역은 Cr 및 Ni에서는 Fig.4의 비드 표면 형태의 적정조건역과 일치하였지만, Cu에서는 적정조건역 보다도 더욱 넓은 범위에서 균일 조직이 얻어졌다. 이상의 결과로부터 균일한 합금화층이 가장 넓게 얻어진 조건 범위는 Cu, Ni이며 Cr의 경우가 가장 좁았다.



### 3.3 합금화층의 조직과 조성

#### 3.3.1 Cr합금화층

Fig.6은 오버레이 전류 150A, 오버레이 속도 150 mm/min로 일정하게 하여 Cr분말량을 5-20g/min로 변화시킨 경우의 비드 단면의 상, 중, 하부의 대표적인 광학현미경 조직을 나타낸다. 한편 검은 구멍은 기공으로 생각된다. Cr의 경우, 어느 분말공급량이 있어서도 비드 전체에 균일한 조직은 얻어지지 않고 상부에서 하부로 갈수록 화합물의 형성량은 감소하였다. 분말공급량 5g/min에서는 침상조직을 나타내지만, 10g/min에서는 침상 및 괴상조직을, 15g/min 이상에서는 하부는 침상 및 괴상조직이지만 상부에서는 화합물이 괴상 또는 층상으로 형성되었다. 그리고 이와 같은 화합물층내에서는 균열이 관찰되었다. 분말량 10g/min에 있어서 비드 단면의 상부에서 하부까지의 Cr 및 Al의 분포 상태를 EPMA에 의해 분석한 결과를 Fig.7에 나타낸다. 상부에서 하부로 갈수록 Cr량은 감소하며, 특히 하부에서는 Cr량이 현저히 감소하는 경향을 나타내었다.

Fig.8(a)는 Al-Cr 2원상태도를 나타낸다. 또 Fig.8 (b),(c) 및 (d)는 분말량 10g/min의 합금화 비이드

각각의 하,중 및 상부에서의 SEM조직과 각 생성상에 대한 Cr의 EPMA정량분석 결과를 나타낸다. Fig.8(b)의 평균 Cr량은 약 8.0wt%이며 정량분석 결과, 그림중의 a,b는 Al+CrAl<sub>7</sub> 공정 및 Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>이었다. Fig.8 (c)의 평균 Cr량은 약 17.0wt%로 그림중의 a 및 c는 Al+CrAl<sub>7</sub> 공정 및 CrAl<sub>4</sub>, Fig.8(d)의 평균 Cr량은 약 27.0wt%로 형성 조직은 치밀하며 a는 Al+CrAl<sub>7</sub> 공정, b는 Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub> 및 d는 Cr<sub>3</sub>Al<sub>8</sub>이었다. 또 분말공급량 15 g/min 이상의 표면화합물층은 주로 Cr<sub>3</sub>Al<sub>8</sub>이었으며, 그 비드의 표면층에는 Cr(Al을 일부 고용) 퇴적층도 존재하였다. 이상의 결과를 상태도와 비교하면, 초정도로 정출한 상은 상태도와 잘 일치하였지만 그 후의 포정반응으로 소멸해야 할 상이 어느 경우도 그대로 확인되고 있는 데, 이것은 냉각속도가 빠르기 때문에 포정반응이 완료하지 않은 가운데 응고되었기 때문으로 것으로 생각된다.

#### 3.3.2 Cu합금화층

Fig.9는 분말공급량을 변화시킨 경우의 합금화층 내의 각 위치에 있어서의 조직을 나타낸다. 분말공급량 5g/min에서는 아공정조직, 10g/min 이상에서는 초정 상 (CuAl<sub>2</sub>)이 치밀하게 분산된 과공정조직을 나타냈다. 어느 경우도 비드 단면 전체에 걸쳐서 균일한 조직을 나타내었다.

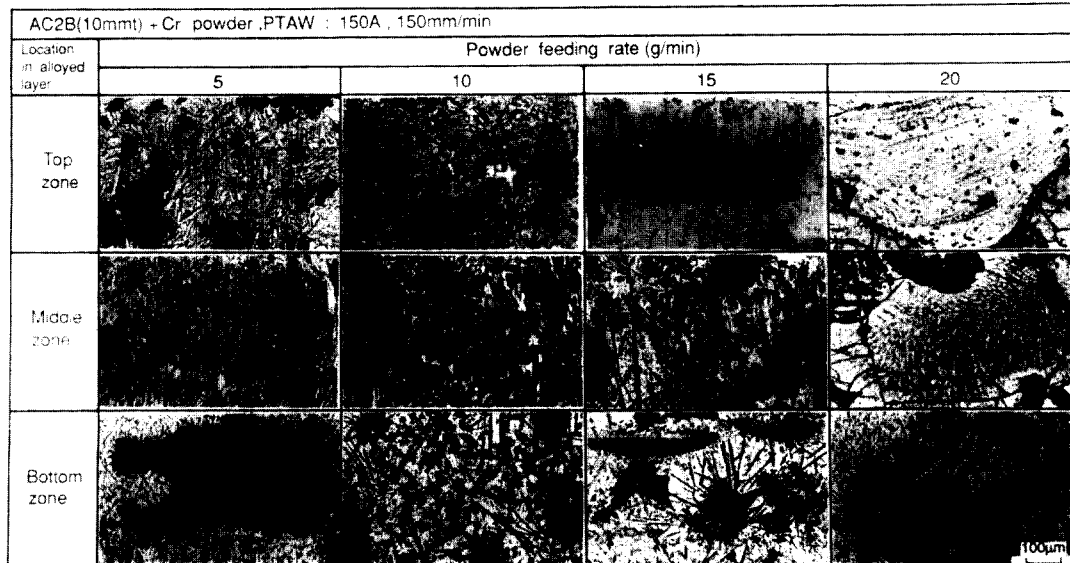


Fig.6 Microstructure of Cr alloyed bead at different powder feeding rate.

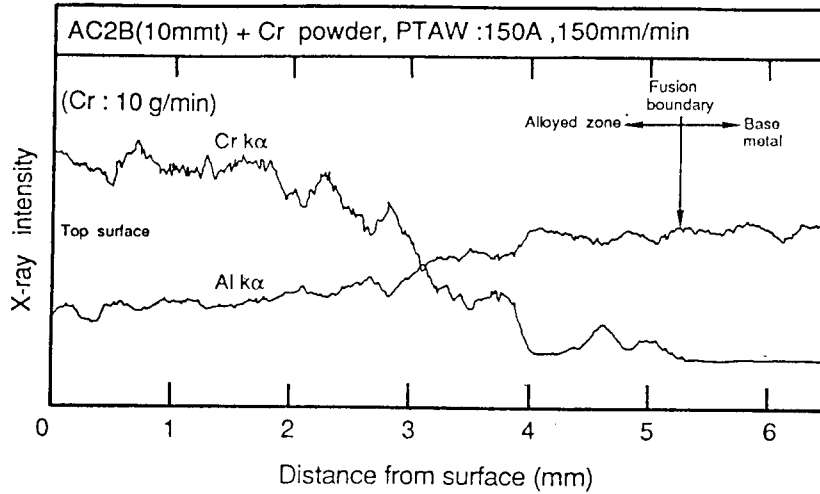


Fig.7 Distribution of Cr in alloyed bead.

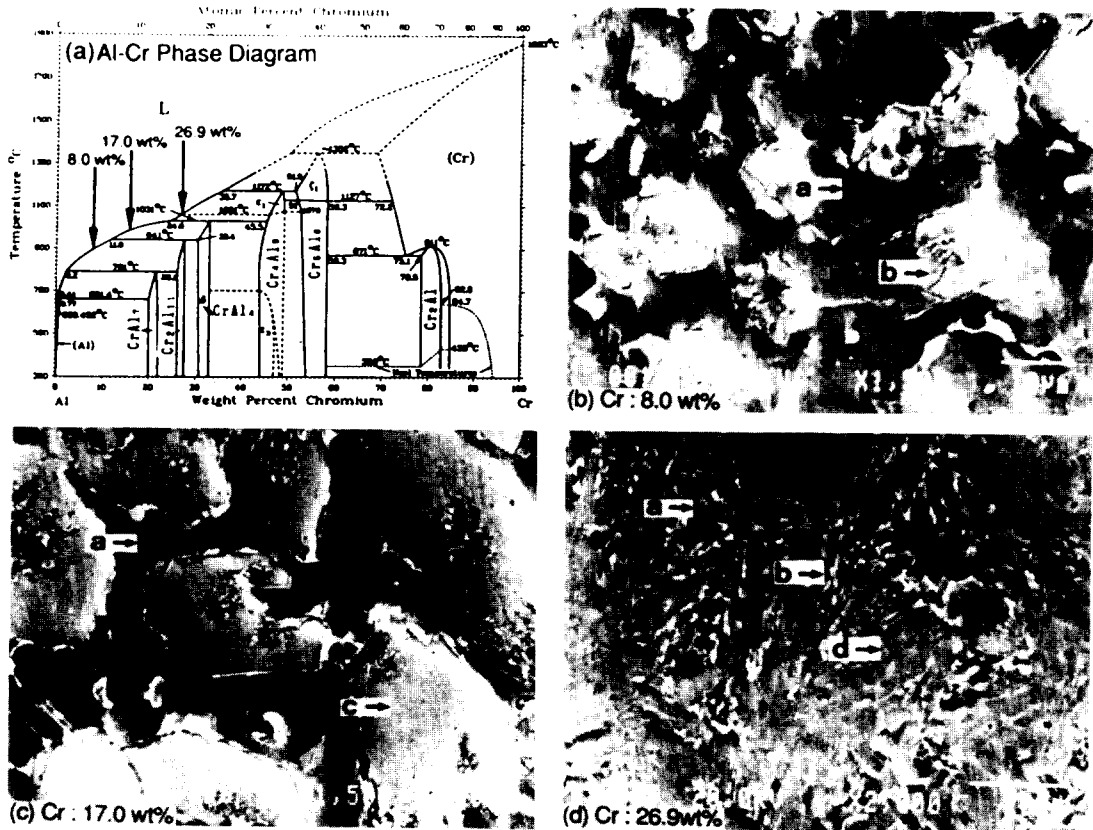


Fig.8 SEM microstructure and mean Cr contents at lower (b), middle (c) and upper parts (d) of Cr alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed.  
 a : Al + CrAl<sub>7</sub>, b : Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>, c : CrAl<sub>4</sub>, d : Cr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub>

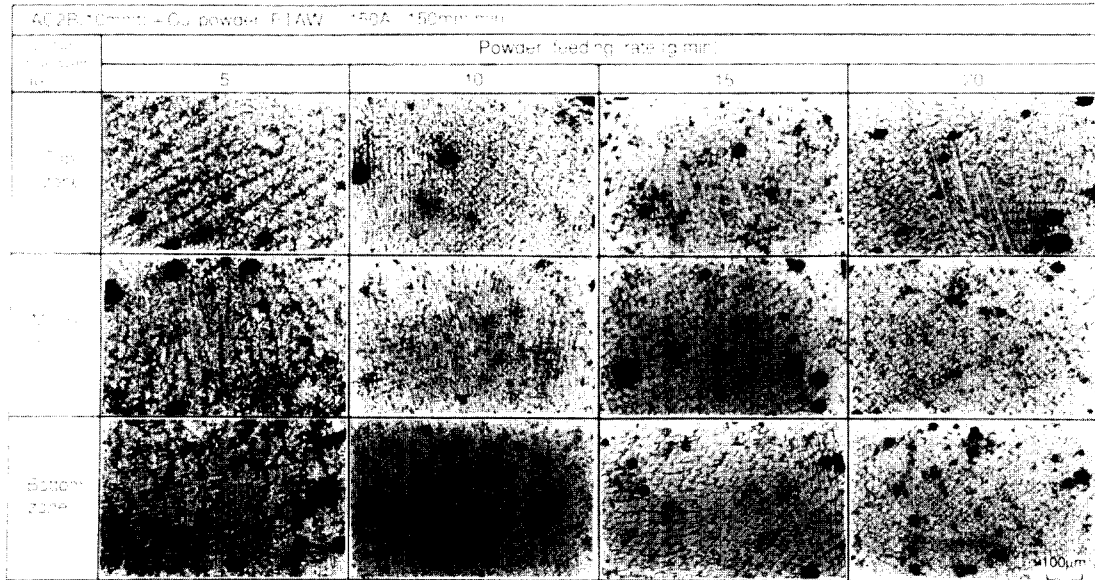


Fig.9 Microstructure of Cu alloyed bead at different powder feeding rate.

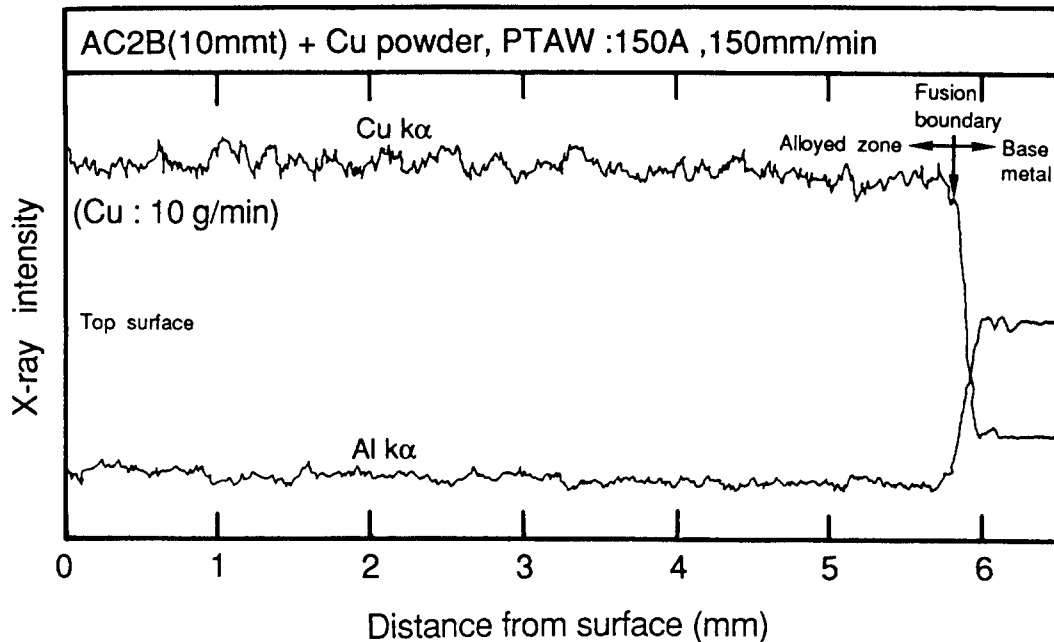


Fig.10 Distribution of Cu in alloyed bead.

또 Fig.10은 Cu의 EPMA 선분석 결과로서 Cu는 합금화층내에 있어서 비교적 균일하게 분포되어 있는 것을 알 수 있다. 한편 Cu합금화 비드에서는 본 연구의 범위내에서 균열은 전혀 관찰되지 않았다.

Fig.11(a)는 Al-Cu 2원상태도를, 또 (b)는 분말 공급량 10g/min에서의 생성층의 EPMA 정량분석한 부분을 나타내었다. 평균 Cu량은 약 38.2wt%이었으며 커다란 초정 θ상과 그 주위에 Al+θ 공정조직이

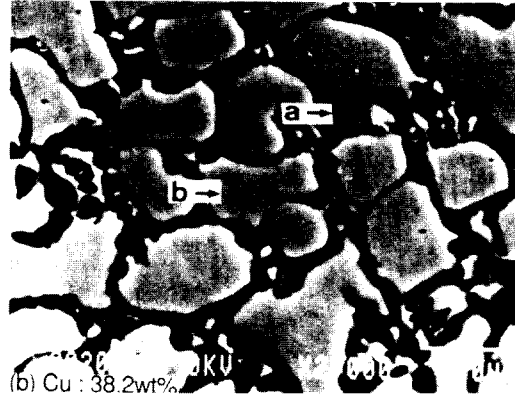
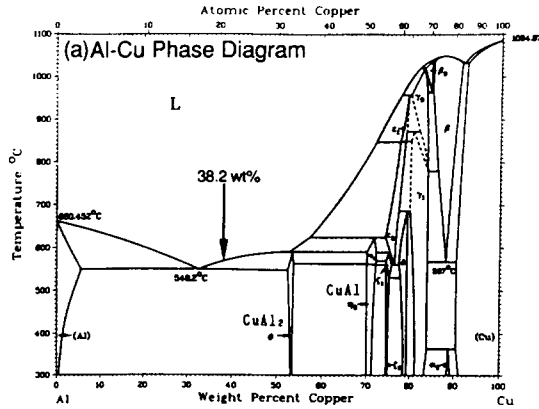


Fig.11 SEM microstructure and mean Cu contents of Cu alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed.

a : Al+CuAl<sub>2</sub>, b : CuAl<sub>2</sub>

관찰되었다.

### 3.3.3 Ni합금화층

Fig.12는 Ni합금화층의 각 위치에서의 조직과 분말공급량과의 관계를 나타낸다. 분말 공급량 5g/min의 경우에는 조직이 침상이었다. 그러나 10g/min 이상에서는 상부는 화합물이 과상 또는 층상으로 형성되어 분말 공급량의 증가와 함께 그 형성영역도

확대되고 또 이와 같은 부분에서는 균열이 발생되었다.

Fig.13은 분말 공급량 10g/min에 있어서 비드 단면의 Ni 및 Al의 EPMA 선분석 결과를 나타낸다. Cr의 경우와 같이 상부에서 하부로 갈수록 Ni량은 감소하는 경향을 나타내었다. 한편 상부에 있어서 분포가 일정한 것은 이 부분에서 화합물층이 형성되어 있기 때문이다. Fig.14(a)는 Al-Ni 2원상태도를, 또 Fig.14(b), (c) 및 (d)는 분말 공급량 10g/min에 있어서

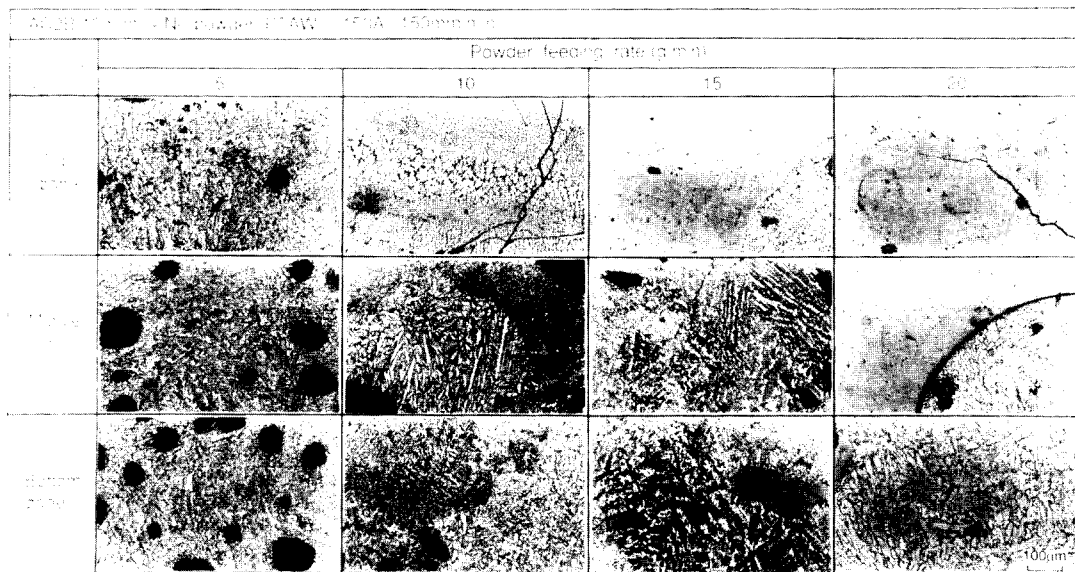


Fig.12 Microstructure of Ni alloyed bead at different powder feeding rate.

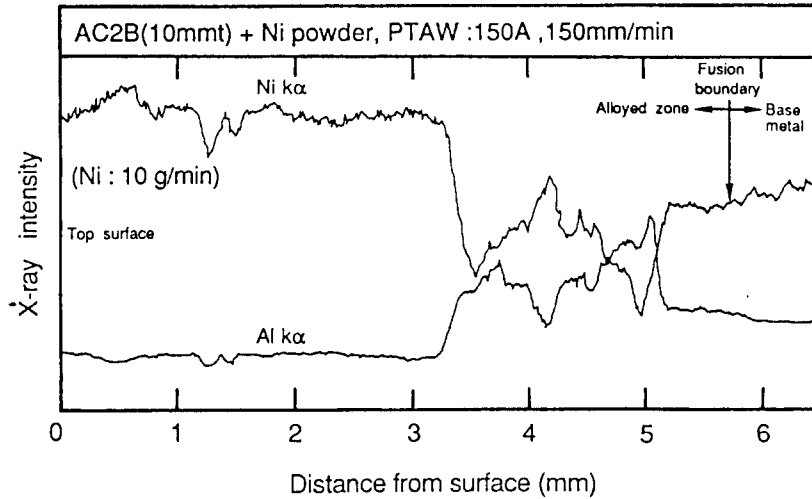


Fig.13 Distribution of Ni in alloyed bead.

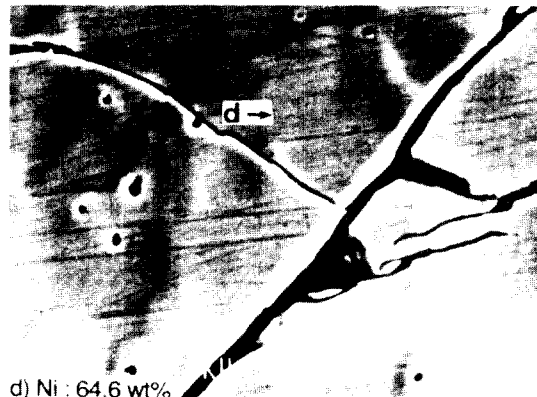
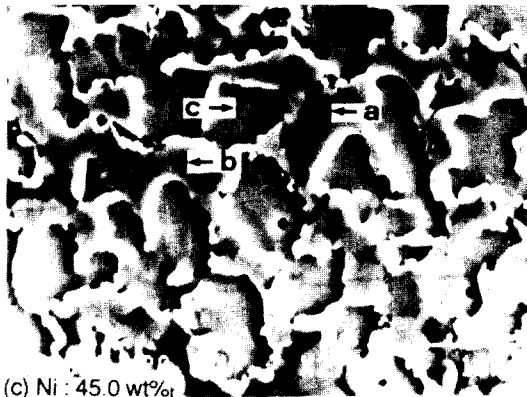
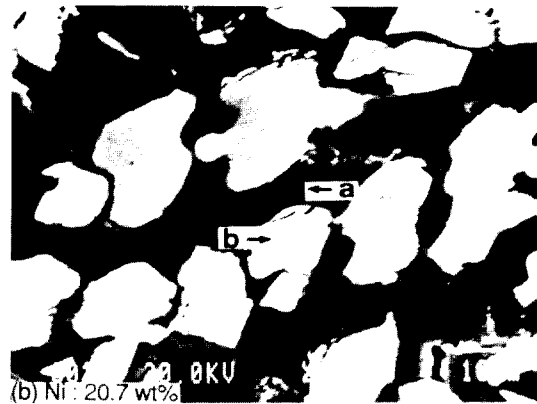
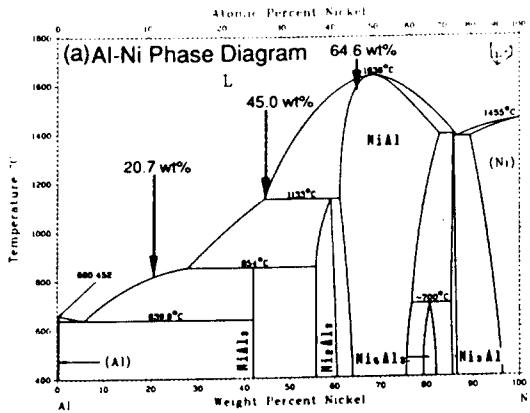


Fig.14 SEM microstructure and mean Ni contents of Ni alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed.

a : Al + NiAl<sub>3</sub>, b : NiAl<sub>3</sub>, c : Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, d : NiAl

합금화층의 하, 중, 상부에서의 각 생성상의 EPMA 정량분석 결과를 나타낸다. 이 그림 (b)의 평균 Ni량은 약 20.7wt%로 초정 NiAl<sub>3</sub>(침상정의 단면, b→)와 그 주위에 Al+NiAl<sub>3</sub>공정(a→)이 확인되었다. (c)의 평균 Ni량은 약 45.0wt%이며 초정으로 정출한 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>(c→)와 그 주위에 포정반응으로 형성된 NiAl<sub>3</sub>(b→)가 확인되었다. 포정반응 조성에서는 Ni량이 42wt% 이하에서도 동일한 조직이 형성되었다. 이것은 Cr의 경우와 같이 급랭 응고에 의해 포정반응이 미완료된 때문으로 생각된다. 또 상태도상에서 존재하지 않는 Al+NiAl<sub>3</sub> 공정으로 생각되는 부분이 도상으로 존재하였지만, 이것은 성분원소의 국소적인 불균일 분포에 의해 발생한 조직으로 생각된다. (d)의 평균 Ni량은 약 64.6wt%로 단상의 화합물 NiAl(d→)가 확인되었다.

3.4 오버레이 용융지내의 최고도달온도

Fig.15는 Ni분말 공급시의 PTA오버레이중(오버레이조건 150A, 150mm/min)의 용융지 내부의 온도 분포를 나타낸다. 이 경우의 최고도달온도는 1253℃로, AC2B의 용융온도(610℃)이상으로 유지된 시간은 약 11초이었다.

Fig.16은 용융지내의 최고도달온도를 비드 표면으로부터 내부까지의 상대적인 거리(R.D= $L_1/L_0 \times 100$

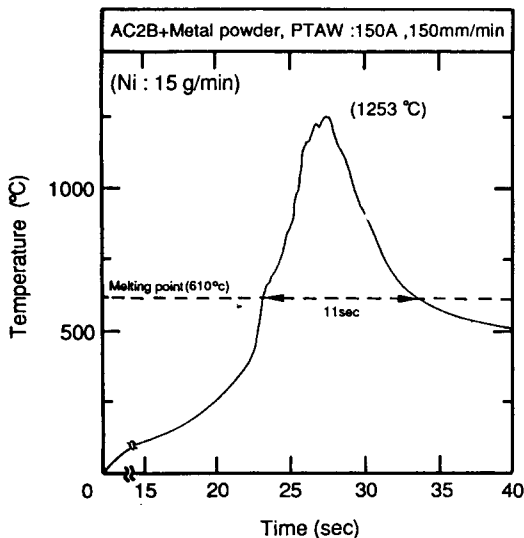


Fig.15 Typical example of temperature cycle in alloyed bead during PTA overlaying.

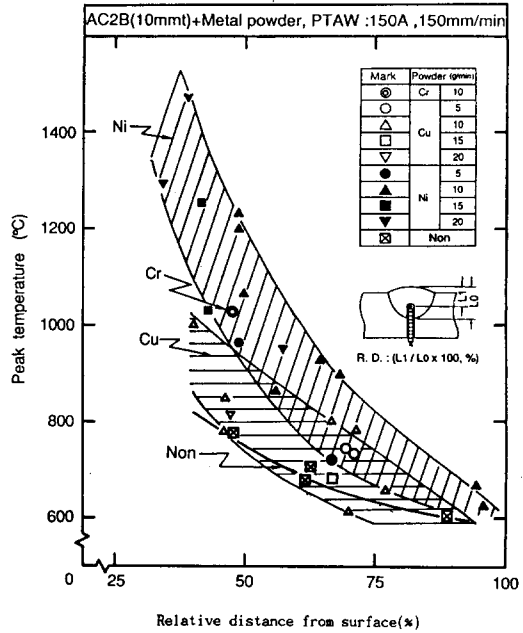


Fig.16 Relation between peak temperature in alloyed bead during PTA overlaying and relative distance in alloyed bead from surface.

(%)에 대하여 나타낸다. 단, L<sub>1</sub>은 비드 표면에서 열전대 선단까지의 거리, L<sub>0</sub>는 용융 깊이이다. 한편 본 측정법에서는 R.D.(35~45%에서의 측정은 곤란하였다. 분말공급의 유무 및 분말의 종류에 관계없이 용융지내의 온도는 비드 표면이 높은 경향을 나타내었다. 또 R.D=35~45%에서의 최고도달온도는 분말을 공급하지 않은 경우가 약 800℃임에 반하여, 분말을 공급한 경우에는 어느 경우도 이것보다 높아 Cu에서는 800~1000℃, 그리고 Ni에서는 1000~1500℃이었다. Cr의 경우 측정점은 적지만 Ni과 거의 유사할 것으로 추정된다. 한편 Cu에서는 분말공급량에 의한 온도 분포의 차이는 확실하게 나타나고 있지만, Ni에서는 공급량이 증가하는 만큼 용융지내의 온도도 상승하는 경향을 나타내었다. 3.3의 결과로부터 Ni분말공급 비드에서는 표면에 가까울수록 Ni량이 많고 또 이 경향은 공급량이 많을수록 현저하였다. Al-Ni상태도에서 알 수 있는 바와 같이 공정점(6.1wt% Ni) 이상에서 Ni량의 증가와 함께 액상선온도가 현저하게 상승된다. 이에 반하여 Al-Cu상태도에서는 Cu량에 의한 액상선온도의 변화는 작다. 이와 같은 액상선온도의 변화가 용융지의 최고도달온도의 변화를 가져온 것으로 생각된다.

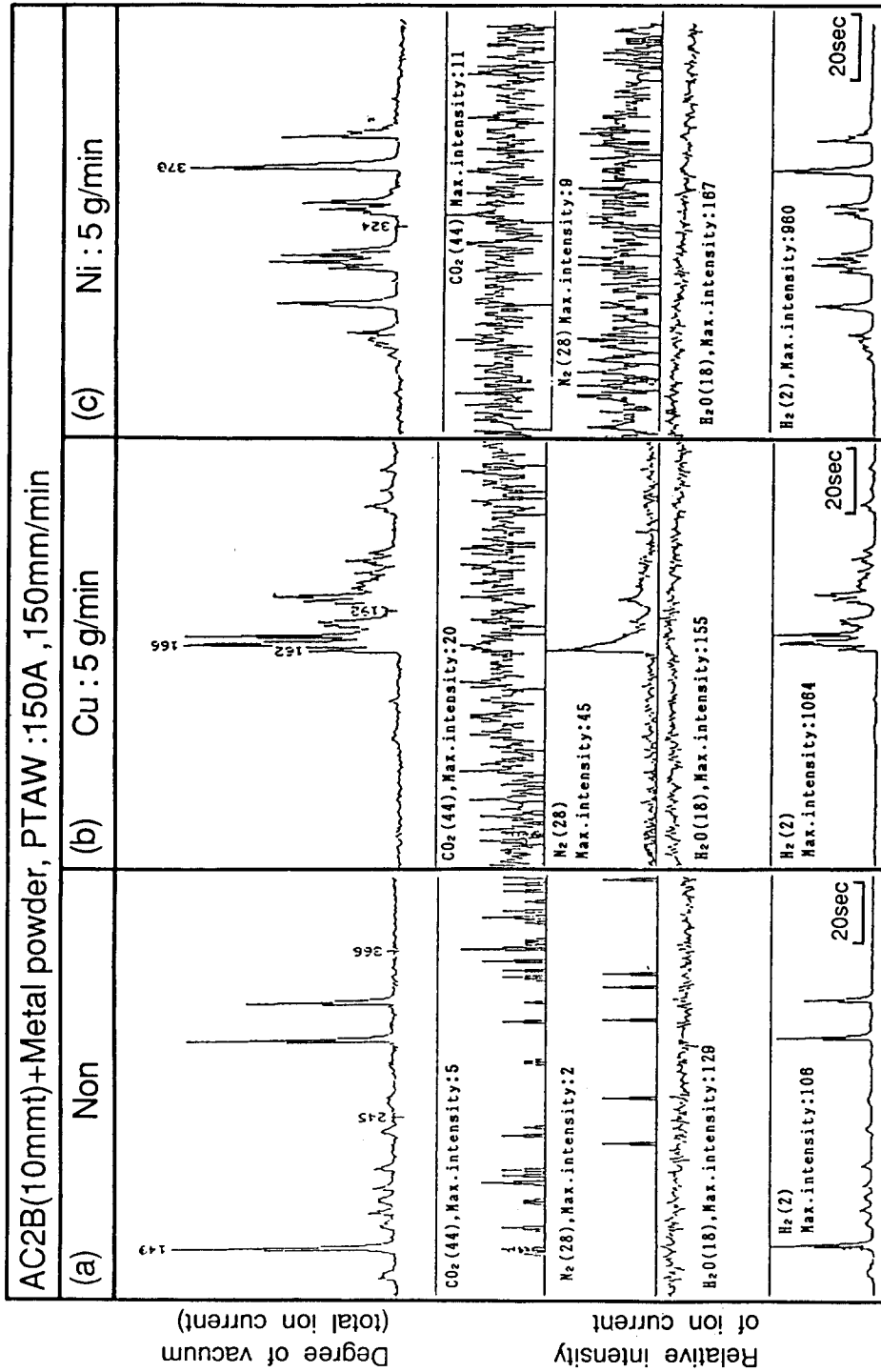


Fig.17 Changes of total ion current corresponding to degree of vacuum and currents of each number corresponding to CO<sub>2</sub>(44), N<sub>2</sub>(28), H<sub>2</sub>O(18) and H<sub>2</sub>(2) against drilling of alloyed bead in vacuum chamber.

### 3.5 기공내의 잔류가스분석

Fig.17(a), (b), (c)는 질량분석계에 의해 검출된 가스의 방출 상태를 분말을 공급하지 않은 경우와 분말량 5g/min에 대한 Cu,Ni 합금화층에 대하여 검토한 결과를 나타낸다. 측정대상 가스는 CO<sub>2</sub>(질량번호 : 44), N<sub>2</sub>(28), H<sub>2</sub>O(18) 및 H<sub>2</sub>(2)의 4종이다. Fig.17의 상단은 드릴링중의 진공도(total ion current가 큰 것은 진공도가 낮은 것을 나타낸다) 및 각 가스의 질량 번호에 대한 이온 전류의 시간적 변화를 나타낸다. 측정감도는 각 질량번호에 따라서 다르므로 비교를 위해 그림중에 측정된 최대치를 나타낸다. 또 하단에는 각 가스 성분에 대한 이온 전류치의 변화로서 측정중의 가장 높은 값을 full scale로서 기록하고 있고, 각 가스 성분의 최대 스펙트럼 강도(max. intensity)도 아울러 표기하고 있다.

Fig.17(a)는 분말을 공급하지 않은 경우의 비드내에 형성된 기공의 분석 결과로서, 진공도의 급격한 변화는 H<sub>2</sub>의 방출에 기인하는 것이다. 한편 CO<sub>2</sub>,N<sub>2</sub>는 검출 피크가 낮으므로 무시할 수 있다. 이것은 모재 주조재에는 이미 기공이 형성되어 있어서 이 때문에 재용융부에서도 다시 기공이 발생 되었으며 그 기공내의 잔류가스는 주로 H<sub>2</sub> 이었다. 이에 대하여 분말을 공급한 경우((b),(c)에는 H<sub>2</sub>의 방출이 현저하며 미량이지만 N<sub>2</sub>도 확인되었다. 또 어느 경우에서도 H<sub>2</sub>의 피크는 (a)의 9~10배 정도 높다. H<sub>2</sub>의 피크가 높은 것은 이미 Fig.5로부터 확인된 바와 같이 합금화 비드내에 다량의 기공이 생성되었기 때문이며, 또한 미량의 N<sub>2</sub>가 검출된 것은 분말 공급에 따른 시일드의 산란에 의해 주위의 공기로부터 혼입된 것으로 생각된다. 일반적으로 Al합금의 아크 용접부에 발생하는 기공중의 가스의 주성분은 H<sub>2</sub>가스이며<sup>10)</sup> 또 재료 표면에 흡착한 수분이나 유기물이 H<sub>2</sub>의 공급원이 될 수 있다. 본 연구에서는 H<sub>2</sub>원으로서 이미 2.1에 기술한 바와 같이 분말 표면에 흡착하고 있는 수분의 영향이 크다고 생각된다. 또한 구상에 가까운 Cu분말이 부정형의 Cr이나 표면 요철이 현저한 Ni보다도 기공이 적은 것으로 보아, 기공 방지를 위해서는 흡착면이 적은 구상의 합금화 분말을 사용하는 것이 바람직한 것으로 생각된다. 그리고 사용전의 충분한 진공 플럼도 중요하다고 생각된다.

### 4. 결 언

Al합금 표면에 후막표면 경화층을 형성시키기 위한 기초적 연구로서, AC2B주물을 모재로 하고 교류 PTA법으로 모재 표면을 용융하여 그 용융지에 Cr,Cu 및 Ni 분말을 공급하여 표면합금화층을 형성하였다. 오버레이속도 150mm/min, 오버레이전류 125~200A 및 분말 공급량 5~20g/min의 조건 범위로 적정 오버레이 조건 및 합금화층의 형성 조직을 검토하여 다음의 결론을 얻었다.

1) 양호한 합금화층이 얻어지는 적정조건범위는 일정 오버레이 속도에서 오버레이 전류가 높아지고 분말 공급량이 적을수록 용이하였다. 적정조건범위는 사용 분말중에서 Cu가 가장 넓고, 다음이 Ni이며, Cr은 훨씬 좁았다.

2) 합금화층의 형성 조직은 Cu에서는 Al-Cu 2원계 평형상태도에서 형성하는 상과 거의 일치하였다. 그러나 Cr과 Ni의 경우는 냉각속도가 빠르기 때문에 초정미 실온까지 잔류 하였다.

3) Cu분말의 경우에는 거의 균일한 조성의 합금화층이 얻어졌다. 그러나 Ni의 경우에는공급량이 증가하여 포정반응계 조성으로 되면 불균일 조성으로 되며, 특히 표면 근방에서 Ni량이 많아졌다. Cr에서는 포정반응 때문에 공급량이 작아도 Ni과 같이 불균일 조성으로 되었다.

4) PTA오버레이 용융지내의 최고도달 온도는 용융지 저부에서 표면층으로 갈수록 상승하였다. 표면으로부터 용융 깊이 35~35%정도 내부에서의 온도는 오버레이 속도 150mm/min, 오버레이 전류 150A의 조건에서 분말을 공급하지 않은 경우에는 약 800℃, Cu분말공급에서는 약 800~1000℃, Cr에서는 약 1050℃, Ni에서는 1000~1500℃이었다.

5) 합금화층내에서는 기공이 존재하였다. 표면 요철이 현저한 Cr 및 Ni분말의 경우에는 특히 많이 형성되며, 매끈한 구상분말의 Cu에서는 적었다.

6) Cu합금화층에서는 균열이 발생되지 않았지만, Cr 및 Ni 합금화층내에서는 합금량이 많아지면 균열이 발생되었다.



## 후 기

본 연구는 1991년도 한국과학재단 연구비(911-06 40-009-2) 지원하에 이루어진 것 중 일부이며 동재단 관계자 여러분께 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

- 1) (財)金屬系材料研究開發センター(JRCM)報告 : Al表面ミリオ-タ-硬化技術調査報告書, 1989.pp.3
- 2) 松田福久 : 輕金屬, 40-10(1990), pp.746
- 3) W.Hiller : Rev.Souldure, 36(1980), pp.159
- 4) B.Vinet and Paidassi : Rapidly quenched metals, Elsevier Science Publisher (1985), pp.937
- 5) M.H.Sohi and T.Bell : Proceedings of 2nd International conference on Power Beam Technology, The Welding Institute, UK, (1990), pp.286
- 6) J.D.Ayers : Thin Solid Films, 84(1981), pp.323
- 7) A.W.Walker, W.h.Steen and D.R.F.West : Aluminum Technology 86,The Institute of Metals, London.(1986), pp.88.1
- 8) F.Matsuda and K.Nakata : Transactions of JWRI 17-2 (1988),pp.457
- 9) E.Gaffet,J.M.Pelletier and S.B.Jobez : Applied Surface Science, 43(1989),pp.248
- 10) M.Pierantoni and Z.Blank : Proceedings of the 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989) pp.317
- 11) G.Ricciardi, M.Cantello, G.Molino, W.Varani and E.Carlet : Proceedings of 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989), pp.415
- 12) 水, 永井, 松田, 中田 : 輕金屬, 40-10(1990), pp. 761
- 13) Thaddeus B.Massalski : Binary Alloy Phase Diagrams(Volume 1), ASM, (1986) pp.104, 106, 142
- 14) L.M.Mondolfo : Aluminum Alloy ; Structure and Properties, Butterworths, (1976) pp.250,338
- 15) 溶接學會編 : 溶接接合便覽, 丸善, (1990), pp.1010