

研究論文

Ti 및 Ti계 세라믹스에 의한 Al합금의 표면복합합금화

임병수* · 문정훈** · 서창제** · 松田福久*** · 中田一博***

Formation of Ti and Ti ceramics composite layer on aluminium alloy

B. S. Lim*, J. H. Moon**, C. J. Shur**, F. Matsuda*** and K. Nakata***

Key Words : Plasma Transferred Arc Welding Process(플라즈마 아크 분체육성법), Area Ratio (면적율), Thickness of Overlaid Metal(육성금속의 두께)

Abstract

Plasma Transferred arc(PTA) hard facing process has been developed to obtain an overlay weld metal having excellent wear resistance.

The effect of Ti, $TiSi_2$ and TiC powders addition on the surface of Aluminum alloy 5083 has been investigated with PTA process. This paper describes the result of test the performance of the overlay weld metal. The result can be summarized as follows

1. Intermetallic compound is formed on surface of base metal in Ti or $TiSi_2$ powder but the reaction with surface of base metal is little seen in TiC powder.
2. In formation of composite layer on aluminum alloy surface by plasma transferred arc welding process, high melting ceramics like TiC powder is excellent.
3. The multipass welding process is available for formation of high density of powder. But the more number of pass, the less effect of powder, it is considered, and limits of number of pass.
4. By increasing area fraction of TiC powder on Al alloy surface, in especially TiC powder the hardness increase more than 40% area fraction and 88% shows about Hv 700.

* 학생회원, 성균관대학교 금속공학과

** 정회원, 성균관대학교 금속공학과

*** 비회원, 日本 大阪大學熔接工學研究所

목적으로 한다.

1. 서 언

Al 및 Al합금은 경량화 면에서 우수한 특성이 있기 때문에 항공기, 자동차 등의 수송 및 산업기기 분야에 널리 사용되고 있고 최근 산업의 고도화에 따라서 Al합금에 대한 더욱 새로운 특성이 요구되고 있는 실정이다.

일례로 Al합금의 내마모성 개선을 들 수 있는데 Al합금의 내마모성을 개선하기 위해 지금까지는 경질 알루미늄이나 크롬도금처리가 적용되었으나 그 막의 두께는 수 μm 에서 수십 μm 정도이었다. 그러나 Al 재료 특성상 이와 같은 박막경화층에서는 면압하중을 받는 상태에서의 내마모성은 충분하지 않다. 따라서 최근에는 Al합금 표면에 두께가 mm order인 후막 표면경화층의 형성이 요구되고 있다^{1,2)}. 이와같은 후막표면경화층을 형성하기 위해서는 표면용융합금화법이 적절한 방법의 하나로 고려되고 있다.

이를 위한 열원으로는 고밀도 에너지 열원인 전자빔³⁻⁵⁾, 레이저빔⁶⁻¹¹⁾ 및 플라즈마 아크^{2,13,14)} 등이 이용되고 있다. 그러나 이들 기술은 아직 새로운 분야이므로 그 공정 및 형성된 합금화층의 특성에 대한 검토는 현재까지 충분히 이루어지지 않은 실정이다. 따라서 본 연구에서는 표면 용융 열원으로서 이미 철강재료 분야의 표면용융법에서 연구실적이 있는 플라즈마 아크 분체용융법(이하 PTA법)을 사용하여 Al합금 표면에 Ti계 금속 및 세라믹 분말의 첨가에 의한 후막표면경화합금층을 형성시킬 때 적정 복합화 조건을 찾기위해 각각의 분말에 따른 방전극성(DCEN, AC) 및 보호가스(Ar, He) 종류의 영향, 분말공급량과 이동속도에 따른 적정 복합화 범위를 고찰하여 조직관찰과 경도시험을 행하고, 다층 육성시 복합화층 내에 있어서의 분말입자고밀도화를 검토하여 고밀도화 됨에 따른 경도분포를 조사함으로써 내마모성이 우수한 후막 표면 경화합금층의 형성을

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

본 연구에 사용된 모재는 비교적 강도가 높은 Al합금(A5083)판(1501×100w×10tmm)을 사용하였고 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 또 합금복합화에 사용한 분말재료는 순도 99.9% Ti과 Ti계 세라믹 분말인 TiC, TiSi₂를 사용하였다. Photo. 1에 각 분말의 형상을 나타내었고 Table 2에 화학조성과 입자크기를 표시하였다.

Table 1 chemical composition of 5083 Al alloy used as base metal(wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.35	0.23	0.09	0.47	4.15	0.16	0.19	0.01	94.35

2.2 실험방법

2.2.1 PTA육성법에 의한 복합 합금화층 형성법

본 연구에서 사용한 PTA육성법의 원리를 Fig. 1에 나타내었다. 플라즈마 아크에 의해 모재표면층을 일정속도로 용융하면서, torch내로부터 금속 또는 세라믹 분말을 플라즈마 아크중으로 통과시켜 용융부에서 모재와 공급된 분말과 합금 또는 복합화층을 형성시키는 원리이다^{17,21)}. Table 3에 복합화 조건을 나타내었다. PTA육성전원은 임버터식 직교류 겸용 용접기를 사용하였고^{17,19)} 방전극성은 교류(AC) 및 직류정극성(DCEN)으로 하였다^{17,21)}. 보호가스는 교류에서 Ar, 직류에서 Ar과 He을 사용하였다^{17,18)}. 교류주파수는 200Hz, 정극(EN)과 역극(EP)의 시간비율(TEN/TEP)은 75/25, 역극전류(IEP)는 200A로

Table 2 Chemical composition and size of podwers

Powder	Chemical Composition (wt%)											Powder Size (μm)
	Ti	C	N	O	Si	B	Fe	TiO ₂	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	
Ti	99.9	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60 - 89
TiC	79.6	—	0.34	0.19	—	—	0.06	—	—	—	—	45 - 106
TiSi ₂	45.8	0.05	—	0.21	53.9	—	0.03	—	—	—	—	45 - 106

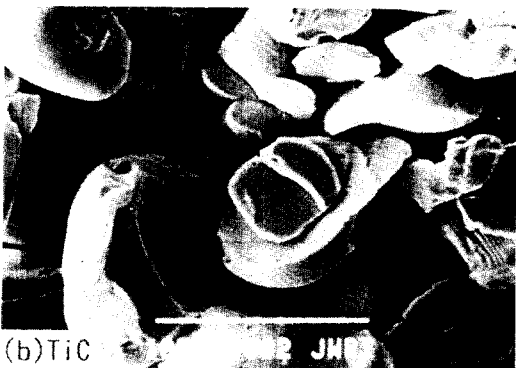


Photo. 1 Shape of powders(SEM)

각각 일정하게 하고, 정극전류(IEN)를 변화시킴에 의해 평균전류(Imean, 이하 plasma전류)를 100A에서 250A까지 변화시켰다^{16,17)}. 또한 torch 이동속도는 100 mm/min에서 500mm/min까지, 분말공급량은 5g/min에서 15g/min까지 변화시켰으며, torch와 모재표면 간의 거리는 8mm로 일정하게 하였다¹⁶⁾.

Table 3 Composite condition used in this experiment

Shielding gas	AC(EN/EP=75/25)		DCEN	
	Ar		Ar	He
Plasma arc current(A)	100-250			
Travel speed (mm/min)	100-300		100-500	
Powder feeding rate(g/min)	5-15			

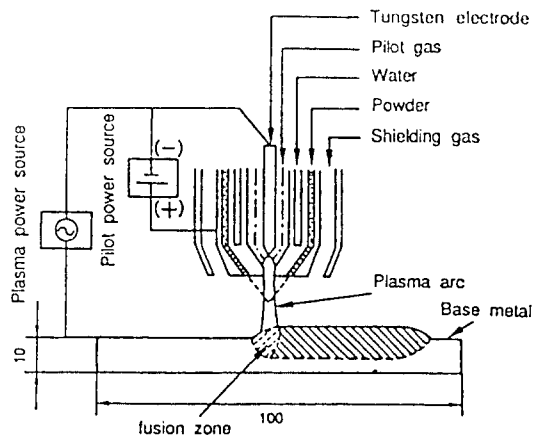


Fig. 1 Schematic illustration of PTA overlaying process

2.2.2 육성층의 조직관찰및 경도측정법

조직관찰은 육성된 시편 단면을 연마한 후, 광학 및 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 관찰하였다. 또 TiC 복합화층에 대해서는 면적을 측정을 하였다. 면적율은 복합화층의 위, 중간 및 아래의 3부분을 광학현미경을 이용하여 (사진배율 ×50, 시야범위 1.5 ×2.4mm) 점산법에 의해 측정하였다¹⁵⁾. 또한 복합화층의 복합화정도 및 성분을 조사하기 위해 EPMA와 XRD(CuKα, 30kV, 40mA, 6deg/min)를 이용하였다. 복합화층의 경도측정은 Vickers경도계를 사용하였고 측정하중은 1.96N으로 하였다.

2.2.3 육성층의 마모시험

마모시험은 동경기계제작소에서 제작된 Ogosi고속 마모시험기로 행하였고 Fig. 2에 그 원리도를 나타

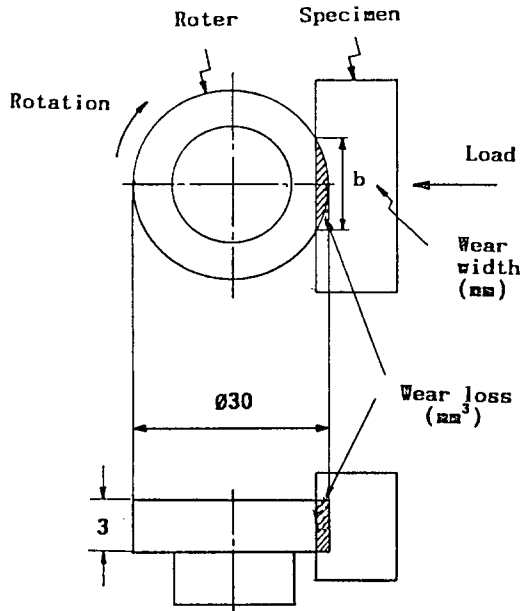


Fig. 2 Ogosi's Universal Wear Testing Machine and Dimension of Roter

내었다.

그림에서와 같이 지름 2r, 두께 B의 Roter로 시험편을 눌러서 마찰시키고 표면으로부터 h깊이까지 마찰시켰을때 마모된 폭을 b, 하중을 P라 할때 그때 접촉압력을 p, 마찰거리를 l로 하여 비마모량(Ws)을 식(1)을 이용하여 계산하였다.

$$W_s = B b^3 / 8 r p l \text{ (mm}^3\text{/Nm)} \quad (1)$$

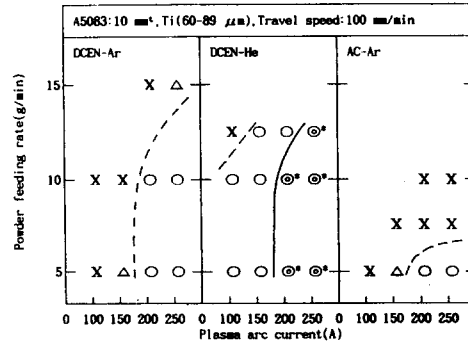
본 연구에서는 하중과 마찰거리를 일정하게 하고 마찰속도를 변화시켜 마찰속도에 따른 비마모량을 산출하였다.

3. 실험결과 및 고찰

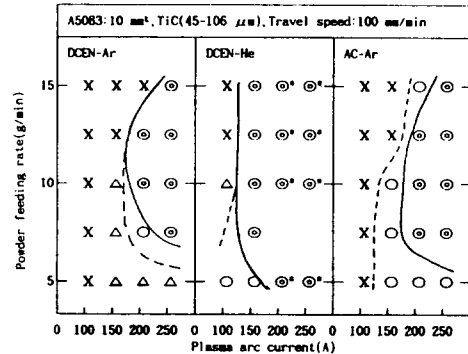
3.1 적정 복합화 조건에 미치는 방전극성 및 보호가스의 영향

금속분말 Ti와 세라믹 분말중 용점이 높은 TiC, 용점이 낮은 TiSi₂를 사용하여 적정 복합화 조건에 미치는 방전극성 및 보호가스 종류의 영향에 대해서 검토하였다. Fig. 3의 (a), (b), (c)에 방전극성 및

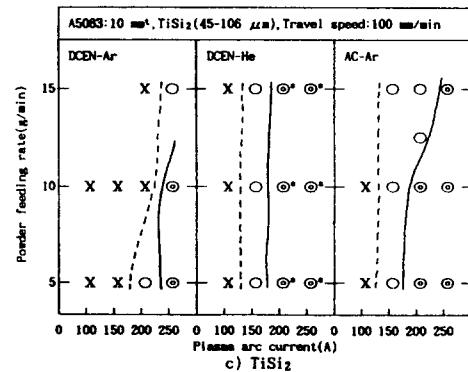
Mark	Bead surface appearance
X	Piling up of powder
△	Rough
○	Smooth
⊙	Very smooth
*	Excess melt



a) Ti



b) TiC



c) TiSi₂

Fig. 3 Combind effect of plasma arc current and powder feeding rate on composite bead appearance

보호가스 종류(Ar 및 He)에 따른 적정복합화조건에 미치는 플라즈마 전류 및 분말공급량의 영향을 나타내었다. 단 이동속도는 100mm/min로 일정하게 하였다.

비드 외관은 분말퇴적의 유무 및 표면의 요철등을 고려하여 5단계로 분류하여 평가하였다. 분말퇴적은 X, 표면의 요철이 현저한 것을 △, 표면이 비교적 평활한 것을 ○, 무척 평활한 것을 ⊙, 과용융되어 용입이 모재이면까지 이른 것을 *로 표시하였다. 어느 경우나 양호한 복합화층(⊙)의 형성은 플라즈마 전류에 크게 의존하고, 플라즈마 전류가 높은 범위에서 형성되었다. 이에 대해 분말공급량의 영향은 적었다.

Fig. 3(a)의 Ti분말을 사용한 경우 DCEN-Ar 및 AC-Ar에 있어서는 적정 복합화층을 얻을 수 없었다. 그러나 AC-Ar에서는 200A 이상의 고전류 영역에서 5g/min정도로 분말을 공급할 때 비교적 양호한 복합화층을 얻을 수 있었다. 그 이유는 복합화 과정에서 모재에 퇴적한 분말로부터 방전이 일어나 정상적인 복합화가 불가능하기 때문이라고 사료된다.²⁰⁾ 이에 비해 DCEN-He에서는 복합화층이 얻어지는 범위는 넓지만 200A 이상의 고전류 영역에서는 과용융되어

용입이 모재이면까지 달하고 있다.

Fig. 3(b)에서와 같이 TiC분말을 사용한 경우는 DCEN-Ar 및 AC-Ar에서 거의 비슷한 적정 복합화 범위가 얻어졌다. 또 전술한 Ti에 비해서 적정 복합화 범위는 넓지만 Ti과 마찬가지로 DCEN-He사용시 고전류 영역에서 과용융되어 용입이 모재이면까지 달하고 있음을 알 수 있었다.

Fig. 3(c)의 TiSi₂분말을 사용한 경우 적정 복합화 조건 범위는 DCEN-He 및 AC-Ar에서 거의 비슷하지만 DCEN-He사용시 고전류 영역에서 다른 분말과 같이 과용융되어 용입이 모재이면까지 이르렀다. 이에 비해 DCEN-Ar에서의 적정 복합화 조건 범위는 상당히 좁아 250A 에서 적정 복합화층이 얻어졌다. 또 TiSi₂는 절연재이기 때문에 모재표면에 분말이 퇴적된 경우 아크가 단절되는 현상이 나타났다.

Photo. 2에 TiC분말을 사용한 경우 각 방전극성 및 보호가스에서 비드단면 형상에 미치는 전류의 영향을 나타내었다. 전류의 증가에 따라 용입깊이는 증가하고 DCEN-He에서는 전술한 바와 같이 과용융되어 모재이면까지 용입이 일어났다.

Photo. 3에 TiC분말을 사용한 경우 각 방전극성

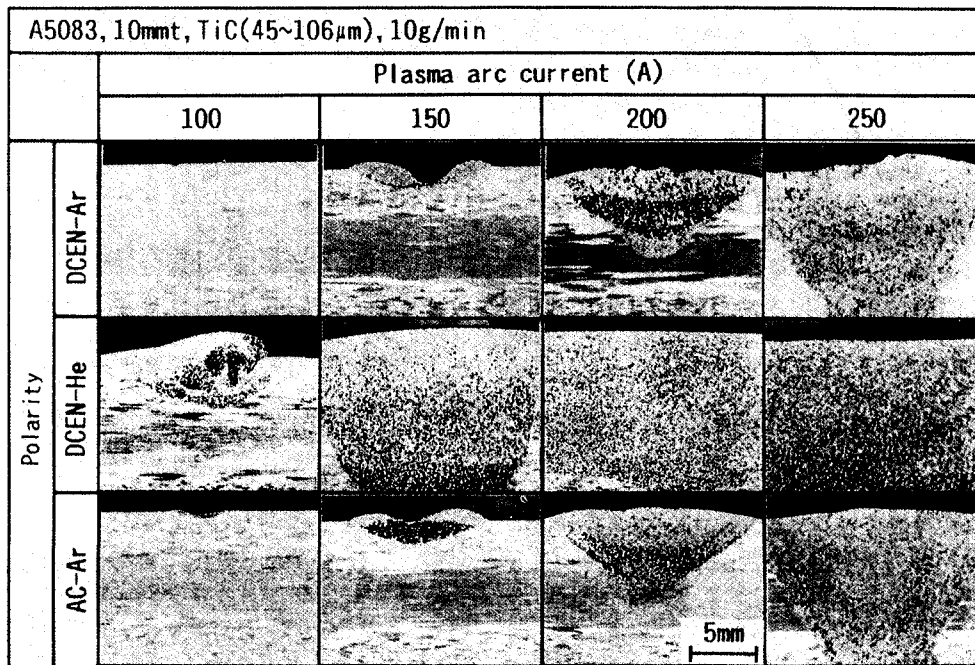


Photo. 2 Effect of plasma arc current on macrostructure of crosssection at several process (DCEN-Ar, DCEN-He, AC-Ar)

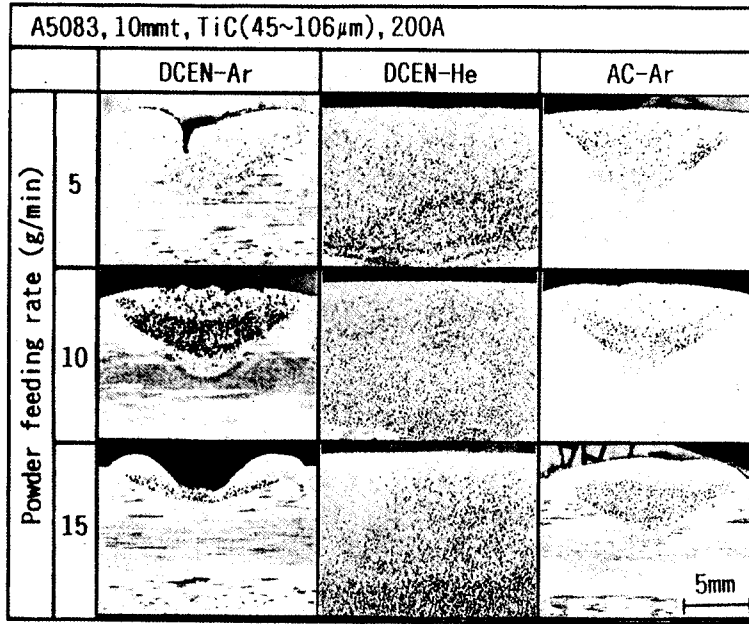


Photo. 3 Effect of powder feeding rate on macrostructure of crosssection at several process (DCEN-Ar, DCEN-He, AC-Ar)

및 보호가스에서 비드단면 형상에 미치는 분말공급량의 영향을 나타내었다. DCEN-He 및 AC-Ar의 경우 분말공급량의 증가에 따라 복합화층내의 분말 분포 밀도는 증가하였다. 그러나 DCEN-Ar은 분말공급량과 관계없이 양호한 복합화층을 얻을 수 없었다.

이상의 결과를 종합하면 방전극성 및 보호가스의 종류에 상관없이 복합화층의 형성은 가능하고 모든 분말에 대해서 양호한 복합화층이 얻어진 것은 DCEN-He이었고 TiC를 제외한 경우에는 AC-Ar이었다. DCEN-Ar의 최고 적정 복합화 범위는 가장 좁았다.

3.2 각종 분말에서의 적정복합화 범위 및 조직

Fig. 4에 각 분말에 대해 DCEN-He(이동속도 : 500 mm/min)사용시의 적정 복합화 범위를 나타내었다. TiC분말과 TiSi₂분말은 거의 같은 범위가 얻어지는 것에 비해 Ti분말은 전류 250A, 분말공급량 5g/min에서 얻어졌다.

Photo. 4에 전류 200A, 분말공급량 10g/min경우의 비드 외관, 단면형상 및 복합화층의 미세조직을 나

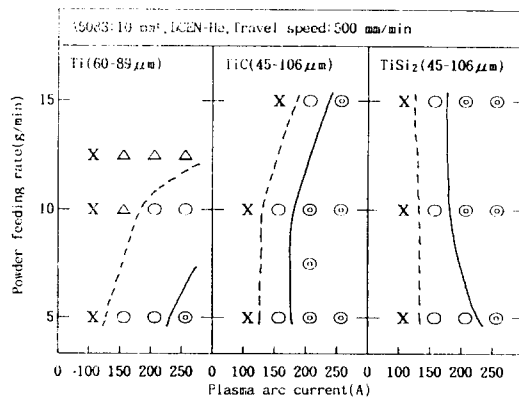


Fig. 4 Combined effect of plasma arc current and powder feeding rate on composite bead appearance with several powders(Ti, TiC, TiSi₂) at DCEN-He

타내었다. Ti 및 TiSi₂분말은 표면 부근에서 복합화층을 형성하고 있지만 균일하지는 않았다. 그러나 TiC는 복합화층내에 분말입자가 균일하게 분산해 있음을 알 수 있다. 이것은 Ti, TiSi₂의 용점이 각각 1670℃ 및 1500℃인 것에 비해 TiC는 용점이 3270℃이기 때문에 분말은 용융되지 않고 분산한 것으로

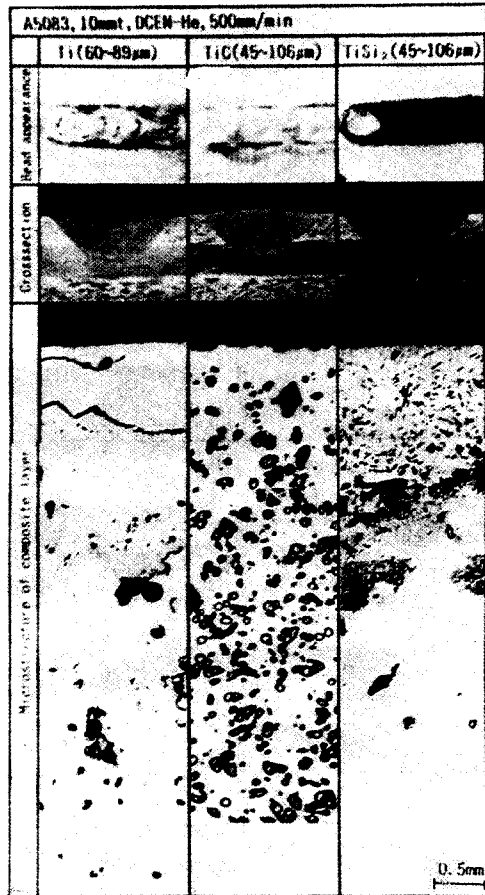


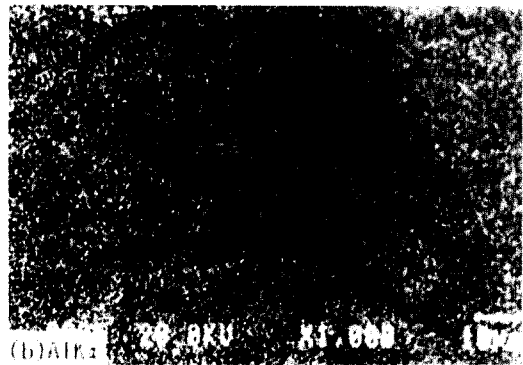
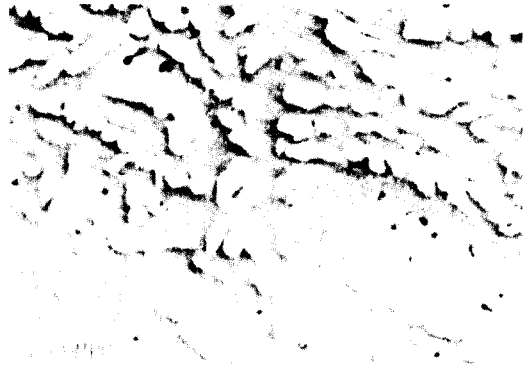
Photo. 4 Bead surface appearance, macrostructure and microstructure of crosssection with several powders(Ti, TiC, TiSi₂) at DCEN-He

사료된다. Ti과 TiSi₂에서는 균열과 기공도 확인되었다. 복합화층내에서 모재와 분말간의 반응 유무를 조사하기 위해서 각 분말에 대해 EPMA분석 및 X-ray 회절분석을 행하였다.

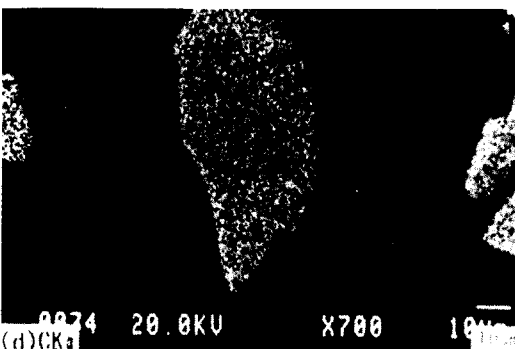
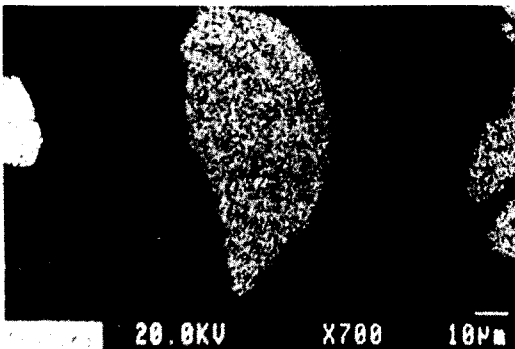
Photo. 5(a),(b),(c)에 Ti, TiC 및 TiSi₂분말을 사용한 경우 EPMA에서의 특성 X선 분석의 결과를 나타내었다. Ti분말은 복합화층내에서 용융 Al과 반응하여 Ti과 Al의 금속간화합물을 형성하고 있다. 그러나 Photo. 5(b)에서와 같이 TiC분말에서는 모재와의 반응은 볼 수 없었다. 또 Photo. 5(c)의 TiSi₂분말에서는 Ti분말과 같이 용융 Al과 반응하는 Al과 Ti의 화합물이 확인되었다.

Fig. 5(a),(b),(c)에 Ti, TiC 및 TiSi₂분말을 사용한 경우 X-ray분석 결과를 나타내었다. (a)의 Ti분말은

모재 Al과 일부반응하여 Al₃Ti, AlTi등의 금속간화합물을 형성하였고 (b)의 TiC분말의 경우 모재와 반응하지 않아 금속간화합물이 나타나지 않았다. (c)의 TiSi₂분말의 경우 모재 Al과 일부 반응하여 Ti₆Al₂₃, Al₃Ti 등의 금속간화합물을 형성하고 있음을 알 수 있었다.



(a) Ti



(b) TiC

(c) TiSi₂

Photo. 5 Variation of microstructure of Al including Ti(a), TiC(b), and TiSi₂(c) by EPMA analysis

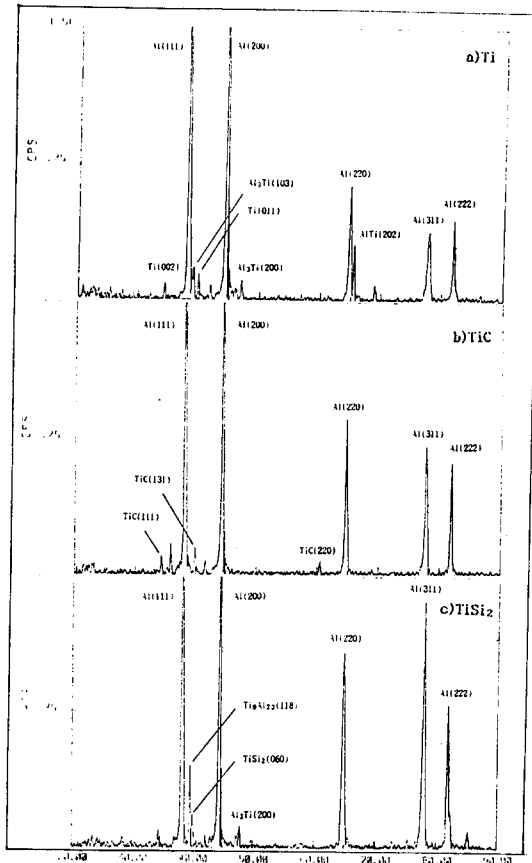


Fig. 5 X-ray diffraction patterns analysis of Al including Ti(a), TiC(b) and TiSi₂(c)

3.3 복합 합금화층의 경도

Fig. 6에 복합화층의 경도분포를 나타내었다. 표면층에서 가장 경도가 높은 것은 TiSi₂분말을 사용한 것이지만 시료내부로 들어감에 따라 급속히 저하하고 있다. 이경향은 Ti분말을 사용한 경우도 같다. 이것은 표면층에 합금화를 이루고 있는 조직과도 잘 일치하며 Ti, TiSi₂를 복합 합금화한 경우는 분말이 용융 Al과 반응해서 금속간화합물을 형성하기 때문이다. TiC분말을 사용한 경우는 뚜렷한 경도의 증가는 볼수 없지만 균일한 경도분포를 갖는다. 따라서 입자 분산 효과가 나타나기 위해서는 어느 정도 이상의 분말 밀도가 필요한 것으로 사료되었다.

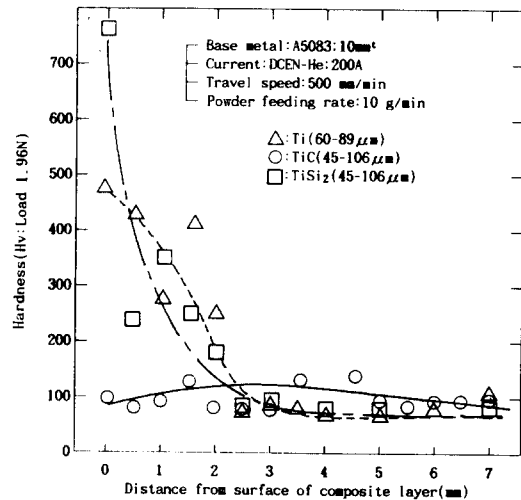


Fig. 6 Hardness distribution on crosssection of composite layers with several powders(Ti, TiC, TiSi₂) at DCEN-He

3.4 복합화층내의 분산입자 고밀도화의 검토

분산입자의 고밀도화를 위해서는 분말량을 증가시키면 좋지만 다량의 분말을 공급하는 경우 모재 표면에 분말이 퇴적되는 문제가 있다. 이 때문에 복합화층을 다층 육성하는 것으로 고밀도화를 실험하였다.^{12,19)} TiC분말을 사용하여 1-3층의 다층 복합화를 행하였다.

Photo. 6에 다층복합화를 한 경우의 비드 외관과 단면 형상을 나타내었다. 사진에서 보는 바와같이 다층의 복합화층을 형성하는것은 가능하였다. 그러나 다층육성으로 고밀도화는 가능하지만 되풀이 회수가 증가하면 분말투입효율이 감소하여 고밀도화에는 한계가 있다고 사료된다.^{12,19)}

3.5 TiC분말의 분산밀도와 경도와의 관계

Fig. 7에 TiC분말의 면적율과 경도와의 관계를 나타내었다. 점선은 그림내의 식¹⁵⁾에 의한 이론치이고 실선은 실제 경도치를 나타내고 있는데 이론치와 거의 일치하고 있음을 보여주고 있다. TiC의 면적율이 증가함에 따라 면적율 40% 이상부터 경도는

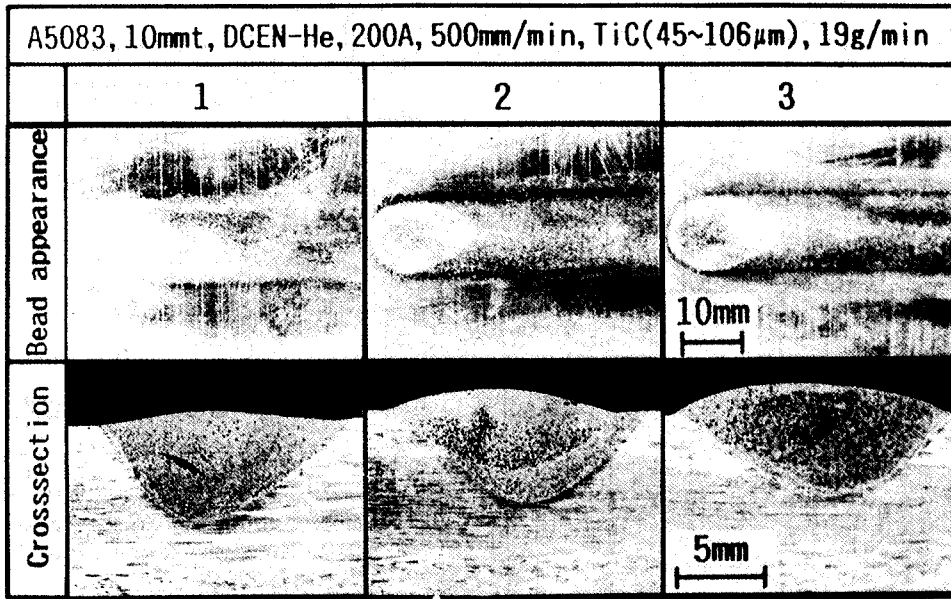


Photo. 6 Bead surface appearance and macrostructure of crosssection on several pass(1, 2 and 3)

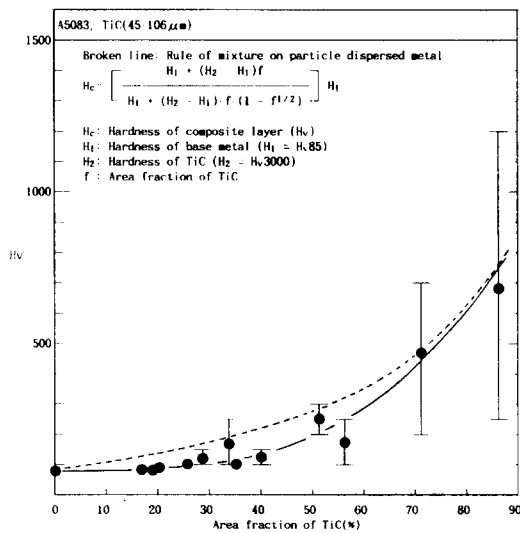


Fig. 7 Relation of hardness and area fraction of TiC

급속하게 증가하기 시작하여 약 88% 에서 Hv 700 정도가 얻어졌다. 계산결과와 실제 경도값은 면적을 10% 이하 및 80% 이상에서는 거의 일치하나 30-60% 사이에서는 약간의 차이를 나타내고 있다.

3.6 TiC분말의 분산밀도와 내마모성

TiC분말을 사용하여 형성시킨 복합화층에 대해 마모시험을 행하여 Fig. 8, Fig. 9와 같은 결과를 얻었다. Fig. 8은 40%의 면적을 가지는 TiC 복합화

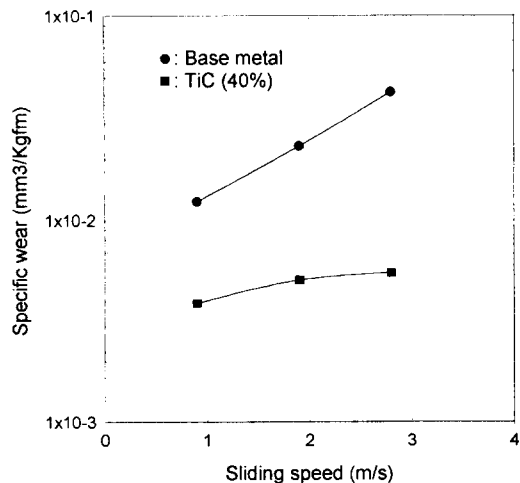


Fig. 8 Relation between sliding speed and specific wear of composite layer with TiC and base metal

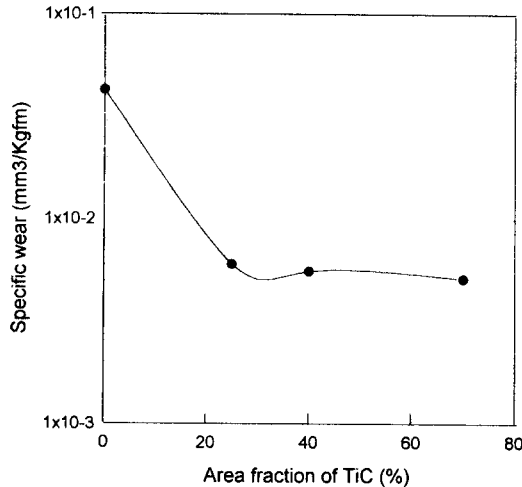


Fig. 9 Relation between Area fraction of TiC and specific wear of composit layer

층과 모재에 대한 마모시험 결과로, 그림에서 알 수 있듯이 복합화층을 형성한 경우가 모재에 비해 내마모성이 향상되었음을 알 수 있었다. 한편 모재의 경우 마찰속도가 증가함에 따라 비마모량이 크게 증가하였으나 TiC분말을 첨가한 경우 그 증가폭이 둔화되었다. 이는 마찰속도가 증가함에 따라 마모면에 마찰열의 발생으로 온도가 상승하여 회전원판과 모재사이에 응착이 발생, 응착된 Al이 회전원판에 의해 이탈되기 때문이며 이에 비해 합금화층의 경우는 모재중에 분산된 TiC분말의 영향으로 인해 응착이 발생하지 않기 때문인 것으로 알려져 있다.¹²⁾ Fig. 9는 TiC분말의 면적을 변화에 대한 마모시험의 결과로 TiC분말의 첨가로 인해 내마모성이 향상되고 있음을 나타내고 있으며 일정량 이상이 첨가되면 비마모량이 크게 변화하지 않음을 알 수 있었다.

4. 결 론

플라즈마 아크 분체 육성법을 이용하여 Al합금 표면에 Ti계 금속 및 세라믹분말을 첨가하여 후막 표면경화합금층을 형성시킬 때의 적정 복합화 조건을 찾기 위한 실험을 행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 방전극성으로서는 DCEN-Ar, DCEN-He 및 AC를 사용한 경우 어떤 분말에 있어서도 복합하는 가능 하였다.

(2) 특히 DCEN-He의 경우에는 고속화, 균일 분산 복합화의 면에서 가장 우수하였다.

(3) Ti 및 TiSi₂분말에서는 모재표면에 금속간화합물을 형성하고 TiC에서는 모재와의 반응은 거의 볼 수 없었다.

(4) 복합화층의 경도는 Ti분말을 사용한 경우 Hv 480 정도, TiSi₂분말에서는 Hv 780 정도였다.

(5) 입자 분산 복합화를 하는 경우 TiC와 같은 고용점 세라믹을 사용하는 것이 유리하였다.

(6) 분산입자 고밀도화는 다층 육성법으로 가능하였다. 그러나 층수가 많아지면 분말투입효율이 감소하고 층수에는 한계가 있는 것으로 고찰된다.

(7) TiC분말에서는 복합화층 내의 TiC입자의 면적을 증가시키는 것에 의해 면적을 40% 이상에서 경도는 증가하고, 88%에서 Hv 700 정도가 얻어졌다.

(8) TiC 복합화층의 내마모성은 Al 모재에 비해 우수하였으며 마찰속도의 증가에 따라 그 차이는 더욱 현저하였다.

參 考 文 獻

- (財) 金屬系材料研究開發センター-(JRCM) 報告 : Al表面ミリオ-ダ-硬化技術調査報告書(1989), p.3
- 松田福久 : 輕金屬, Vol.40, No.10, (1990), p.746
- W.Hiller : Rev. Souldure, (1980), p.159
- B.Vinet and Paidassi : Rapidly quenched metals, Elsevier science publisher, (1985), p.937
- M.H.Sohi and T.Bell : Proceedings of 2nd International conference on power Beam Technology, The WeldingInstitute, UK, (1990), p.286
- J.D.Ayers : Thin Solid Films, Vol.84(1981), p. 323
- A.W.Walkekr, W.H.Steen and D.R.F.West : Aluminum Yechnology'86, The Institute of Metals, London, (1986), p.88
- F.Matsuda and K.Nakada : Transaction of JWRI Vol.17, No.2, (1988), p.457
- E.Gaffet, J.M.Pelletier and S.B.Jobez : Applied Surface science, (1989), p.248
- M.Pierantoni and Z.Blank : Proceedings of the 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989), p.317
- G.Ricciardi, M.Cantello, G.Molino, W.Varani and

- E.Carlet : Proceedings of 2nd IFHT Seminar, Lisbon(1989),p.415
- 12) 清水茂樹, 永井健介, 松田福久, 中田一博 “プラズマ粉體肉盛鎔接法によるアルミニウム合金表面への複合化” 輕金屬, Vol.40, No.10, (1990), p.761
- 13) 李撥千, 中田一博, 李暎浩, 松田福久 “プラズマアーク粉體肉盛鎔接法によるアルミニウム合金表面への硬化厚膜合金化層の形成(第1報)” 高溫學誌, Vol.17, No.4, (1991), p.177
- 14) 李撥千, 中田一博, 李暎浩, 松田福久 “プラズマアーク粉體肉盛鎔接法によるアルミニウム合金表面への硬化厚膜合金化層の形成(第2報)” 高溫學誌, Vol.17, No.4, (1991), p.191
- 15) B.Paul : TRANSACTION OF THE METALLURGICAL SOCIETY OF AIEM(1960), p.36
- 16) 李撥千, 中田一博, 李暎浩, 松田福久 : 熔接學會講研概要, Vol.47, No.10, (1990), 238
- 17) 柳樂, 近藤 : 熔接技術, No.11, (1984), p.34
- 18) 齊藤 : 熔接技術, No.2, (1986), p.74
- 19) 齊藤 : 熔接技術, No.3, (1986), p.57
- 20) 藤山 : 熔接技術, No.11, (1987), p.60
- 21) 通村 : 熔接技術, No.8, (1991.), p.149