

研究論文

PTAW법에 의한 Al 합금 표면의 후막경화층 형성에 관한 연구

- A1050, A5083에 대한 Overlay 경화층 형성 -

임병수* · 김봉수* · 오세훈* · 황선효** · 서창제***

A Study on Formation of Thick Hardened Layer on Al Alloy Surface by PTAW Process

- Formation of Overlay Hardened Layer on A1050, A5083 -

B. S. Rheem*, B. S. Kim*, S. H. Oh*, S. H. Hwang** and C. J. Suhr***

Key Words : Aluminum Alloy(알루미늄합금), PTAW(플라즈마아크용접), Overlaying (오버레이, 살붙이기), Surface Hardening(표면경화), Wear Resistance(내마모특성)

Abstract

The purpose of this study is to improve the wear resistance and hardness of Al alloy by making a formation of the thick surface hardening layers. The thick surface hardening layers were formed by PTAW(Plasma Transferred Arc Welding), with the addition of metal powders (Cu), ceramics powders(NbC, TiC), and mixture powders(Cu+NbC) in Al alloy(A1050, A 5083). Mechanical properties of overlaid layers(wear resistance, hardness) were investigated in relation to the microstructure. The results obtained are summarized as follows :

The depth of penetration was increased with increasing powder feeding rate. It is considered that these increase were due to the thermal pinch effect by the addition of powders, especially, for the Cu powders, were due to the heat of reaction with the matrix.

The hardness and wear resistance of overlaid layers were improved with increasing powder feeding rate. For the Cu powders, it is considered that these increase were due to the increase of the formation of θ (CuAl₂) phase with increasing feeding rate of Cu powers.

* 1997년 4월 19일 접수

* 학생회원, 성균관대학교 금속공학과

** 정회원, 한국기계연구원

*** 정회원, 성균관대학교 금속공학과

On the other hand, NbC, TiC powders could not react with the matrix because of their high melting point. Thus, it is considered that these increase were due to the distribution ratio increase with increased ceramics powder input.

1. 서 론

Al 합금 재료는 경량재료이며 열전도성, 전기 전도성, 가공성, 내식성 및 비강도(강도/비중) 등이 우수한 특성을 지니고 있어 경량화 및 소형화가 추진되고 있는 자동차나 우주 항공 산업 분야에서 많이 사용되고 있으나 마모나 마찰을 받는 환경에서는 거의 이용되지 못하고 있다. 이러한 관점에서 Al 합금 재료 표면의 내마모성을 향상시키기 위한 표면경화법의 연구가 활발하게 진행되고 있다.

Al 합금 재료의 표면경화법으로는 종전까지는 경질 Alumite 처리나 각종 도금법이 실용화되어 왔지만, 이러한 방법으로는 경화층 두께가 수 μm - 수십 μm 의 극히 얇은 경화층 밖에 형성시킬 수 없어 면압하중을 받는 상태에서는 변형 및 경화층이 박리되는 문제가 있어 내마모성이 충분하지 못하므로 mm 두께의 비교적 두껍고 박리현상이 없는 경화층을 형성시킬 수 있는 후막표면경화법에 대한 연구가 진행되고 있다.^{1~6)}

한편, Al 합금 재료는 강에 비해서 열전도성이 크기 때문에 원하는 부분을 국부적으로 용융하여 복합화층이나 합금화층을 형성시키는 표면용융합금화법이 적당한 방법의 하나로 고려되고 있다. 이를 위한 열원으로는 GTAW(Gas Tungsten Arc Welding), GMAW(Gas Metal Arc Welding), Plasma Arc^{7,8)}, Laser Beam^{9~14)}, Electron Beam^{15,16)} 등의 이용이 시도되고 있다.

그러나 GTAW법은 열원의 밀도가 낮아 두꺼운 경화층을 얻기가 어려우며 GMAW법은 GTAW법보다 효율은 높지만 와이어의 제조가 곤란하며 종류가 제한적이라는 단점이 있으며, Laser Beam, Electron Beam 등의 고에너지 밀도 열원을 이용한 기술은 새로운 분야이기 때문에 process 및 형성합금화층의 특성에 있어서 검토되지 않은 면이 많다. 이러한 이유로 여러 용융합금화법중 최근에는 에너지 밀도가 비교적 높고 다양한 첨가재 사용이 가능한 PTAW(Plasma Transferred Arc Welding) 법

이 특히 주목된다.

PTAW법을 이용한 Al 합금의 표면경화는 현재까지는 주로 경화층을 형성시키기 위한 기초적인 분말의 형상, 적정 형성조건, 형성된 조직 및 기계적 성질 등을 평가한 연구가 대부분이며 특히, 공업적으로 응용된 연구는 아직 미미한 상태다.¹⁷⁾

따라서 본 연구에서는 PTAW법을 이용하여 A 1050 및 A5083 합금과 넓은 영역의 공정조성을 갖는 Cu분말과 경화층에 균일하게 분포 가능한 NbC, TiC 등의 금속 및 세라믹스 분말과 금속+세라믹스 혼합 분말로 각각 합금화층 및 복합화층을 형성하는 실험을 실시하여 경화층의 형성시 최적의 형성 조건 영역을 확립하고 형성된 합금화층의 미세조직을 조사하고, 기계적 특성을 평가하여 경도 및 내마모성 등이 우수한 경화층을 형성하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 Overlay 용접법

overlay 경화층은 전극과 모재 사이에 plasma arc를 발생시켜 모재 표면을 일정속도로 이동하면서 표면의 일부를 용융함과 동시에 토오치 내부에서 금속 또는 세라믹스 분말을 plasma arc내로 통과시켜 용융지에 공급하여 분말과 모재를 아크열원에 의해 용융, 합금화시키는 원리에 의해 모재 표면에 경화층을 형성하였다.¹⁷⁾

2.2 실험 재료 및 Overlay 용접 조건

2.2.1 실험 재료

본 실험에 사용한 모재는 Al 순도 99.5% 이상인 A1050과 실제 구조재료 많이 사용되고 있는 비교적 강도가 높은 A5083을 $100 \times 200 \times 10$ (mm)로 제작하여 아세톤으로 탈지한 후 PTA overlay 용접을 하였으며 각 모재의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical compositions of A1050 and A5083 Al alloy

Chemical compositions(%)									
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
A1050	0.05	0.25	0.4	0.05	0.05	0.05	0.03	-	bal.
A5083	0.09	0.35	0.23	0.47	4.15	0.19	0.01	0.16	bal.

합금화 및 복합화 물질은 물리적 성질(비중등), 분말의 크기, 형상 등을 고려하여 금속 분말로는 Cu를, 세라믹스 분말로는 탄화물계의 NbC와 TiC를 선정하였다. 이중 A1050에는 Cu, NbC 그리고 두 분말을 부피비 1:1로 섞은 혼합분말을 사용하였고 A5083에는 Cu, NbC, TiC분말을 사용하였다. Table 2에 Cu, NbC 및 TiC분말의 물리적 성질과 사용한 입자의 크기를 나타내었고 Photo 1에 분말의 형상을 실었다.

Table 2. Physical properties of powders used in this experiment

Powder	Density (g/cm ³)	Melting point (°C)	Size (μm)
Al	2.7	660	-
Cu	8.9	1,083	80-150
NbC	7.8	3,610	100-140
TiC	4.9	3,067	70-140

2.2.2 Overlay 용접 조건

경화층의 overlay 용접 조건은 Table 3에 나타낸

Table 3. Overlay welding conditions for PTA process

base metal	A1050		A5083
	powder	Cu, NbC	Cu+NbC
polarity	DCEN		
pilot gas	Ar		
shield gas	He		
current (A)	120-180	150	120-180
powder feeding rate (g/min)	5-15	10	5-15
welding speed (mm/min)	250		

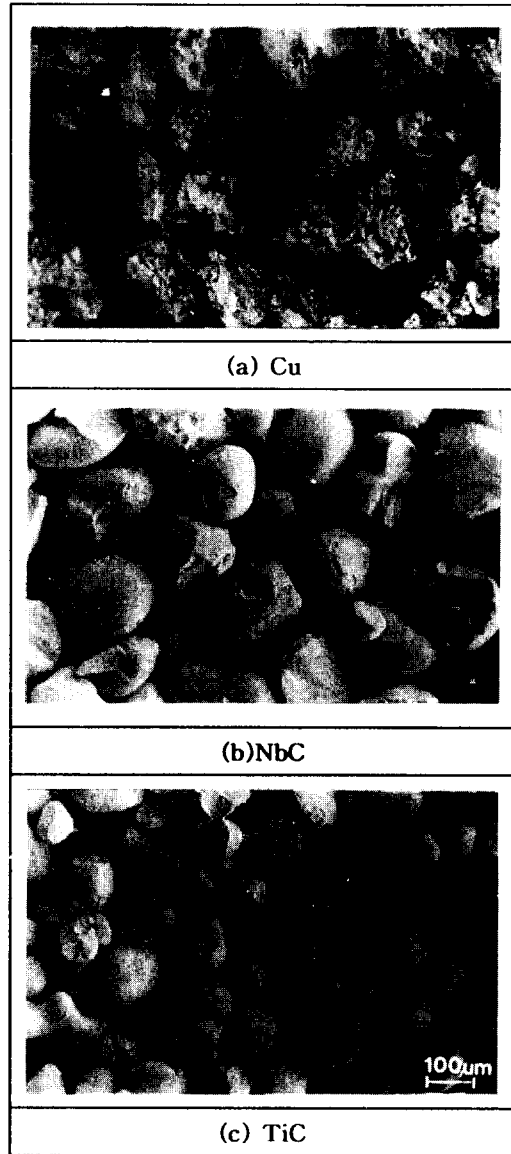


Photo 1. Shape of powders (SEM)

바와 같이 plasma arc 전류와 분말공급량을 변수로 하였다. 용접 조건은 직류정극성(DCEN), 용접속도 250mm/min, 모재와 토치 사이의 거리를 10mm로 하였고, 전류는 120-180A, 분말공급량은 5-15g/min으로 변화시켰다. 단 Cu+NbC 혼합분말의 경우 전류와 분말 공급량을 각각 150A, 10g/min로 고정시켰다. 이때 plasma 형성 가스는 Ar

을, 분위기 가스는 He을 사용하였으며 분말은 분말공급장치에서 100℃로 1시간 건조시켜 수분을 제거한 후 사용하였다.

이와 같은 용접 조건으로 overlay 경화층을 형성시킨 후 비드 형상이 가장 좋은 범위의 조건을 기준으로 선정하여 경도시험 및 마모시험을 하였다.

2.3 조직 관찰 및 특성 평가

2.3.1 표면 및 단면 형상관찰

PTA overlay 용접법을 이용하여 형성시킨 후막 경화층에 대한 표면 외관 상태와 단면의 형상을 저배율 현미경으로 검사하여 경화층의 형성 상태, 외관 및 단면에서의 용접근열과 기공 발생유무를 관찰하였다.

2.3.2 조직 관찰법

미세조직 관찰은 overlay한 시편을 용접방향에 수직하도록 micro cutter를 사용하여 절단한 후 mounting하여 emery paper #2000까지 연마하고 0.05μm 까지 buff연마 후 NaOH(10%) 용액으로 70℃에서 etching 하였다. 주사 전자현미경(SEM)과 EDS로 미세조직을 분석하고 경화층을 정량적으로 분석하였다. 그리고 XRD 분석을 통하여 조직의 성분을 확인하였다.

2.3.3 X선 회절시험

X선 회절기(XRD)를 이용하여 경화층에 형성된 상을 확인하였다. 회절조건은 X선(CuKα)을 측정 각도 20-90°로 주사하였고 X선관의 전압과 전류를 각각 30kV, 20mA, 주사 속도를 8°/sec로 하였다.

2.3.4 경도시험

경화층의 경도는 Fig.1(b)와 같이 경화층의 reinforcement를 제거한 후 Vickers 경도계를 사용하여 경화층 표면에서 모재의 깊이 방향으로 0.5mm 간격으로 측정하였다.

이 때의 하중은 98N, 하중 유지 시간은 5초로 하였다.

2.3.5 마모시험

경화층의 내마모성은 Fig.1(a)의 암슬러식 마모시험기를 사용하여 평가하였으며, 마모시험을 위해 Fig.1(b)와 같이 경화층의 reinforcement를 제거

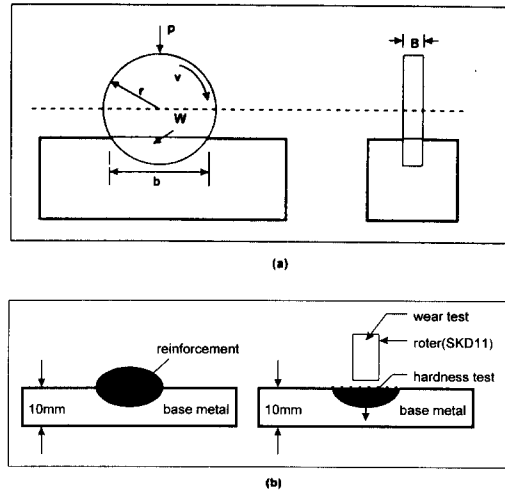


Fig 1. (a) Schematic illustration of wear test principle
(b) Schematic diagram for hardness and wear test

한 후 그 면에 대해 실시하였다. Fig.1(a)에서와 같이 상대재로서는 지름 40mm, 두께 3.1mm의 roter(SKD11)를 이용하였으며, 이 때의 하중은 150N, 마모거리는 100m로 일정하게 하였고 마모 속도는 각각 1, 3, 5m/sec으로 변화시켰다. 마모 속도에 따른 비마모량 W_s 는 다음 식에 의하여 계산하였다.^{18,19)}

$$W_s = \frac{Bb^3}{8rpl} (mm^3/Nm)$$

W_s : 비마모량(mm^3/Nm) r : roter의 반경(mm)

B : roter의 두께(mm) p : 하중(N)

b : 마모흔의 길이(mm) l : 마모거리(m)

3. 실험결과 및 고찰

3.1 경화층의 외관 및 단면 형상

Fig.2는 각 분말로 overlay 경화층을 형성시켰을 때의 전류와 분말공급량에 따른 비드 외관상태를 나타낸 것이다. Cu분말의 경우 150A, 180A에서, NbC와 TiC분말의 경우 Cu분말에 비해 비교적 넓

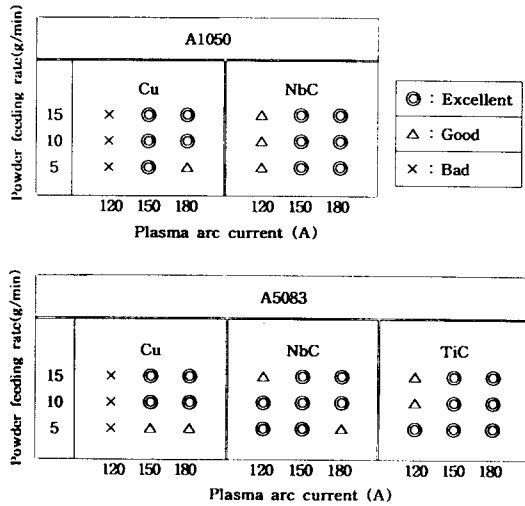


Fig 2. Combined effect of current and powder feeding rate on the alloying bead appearance

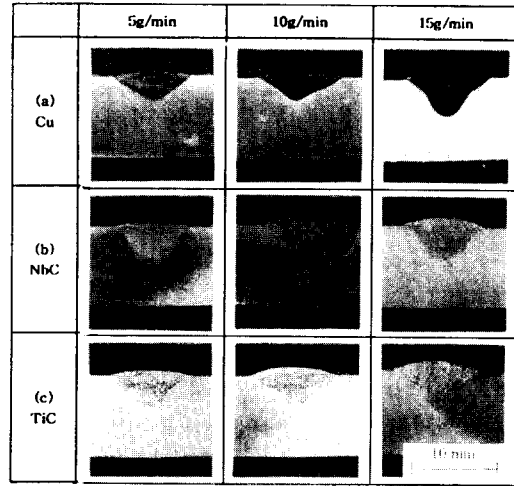


Photo 3. Cross-section of overlay hardened layer (a) Cu, (b) NbC, (c) TiC (A5083, 150A)

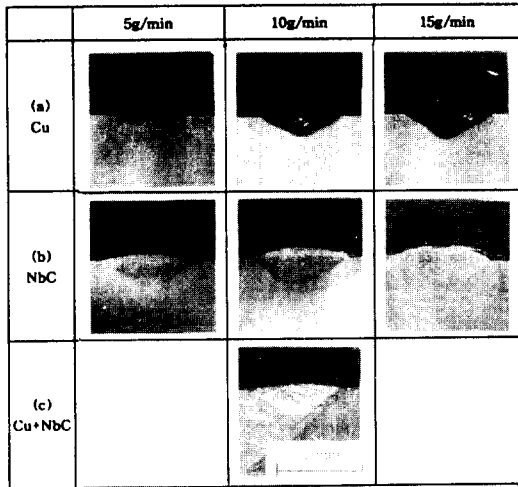


Photo 2. Cross-section of overlay hardened layer (a) Cu, (b) NbC, (c) Cu+NbC (A1050, 150A)

은 거의 모든 영역에서 양호한 비드 외관을 관찰할 수 있었다. 그러나 Cu분말의 경우 120A에서는 용접 전류에 비해 분말 공급량의 과잉으로 인해 분말이 표면에 퇴적하여 비드가 양호하지 않았다.

Photo 2와 Photo 3은 각 분말로 A1050 및 A5083 모재에 overlay 경화층을 형성시켰을 때 (150A) 분

말공급량의 변화에 따른 경화층의 단면 사진이다. Cu분말의 경우 투입되는 분말의 양이 많아질수록 용입 깊이가 증가하였는데 이는 Si과 Cu가 반응하여 생성되는 화합물의 반응 생성열의 증가와 공급되는 분말투입량의 증가로 인한 thermal pinch 효과의 증대에 기인한 것으로 사료된다.

NbC와 TiC분말의 경우 역시 분말공급량이 증가할수록 용입 깊이가 다소 증가함을 알 수 있으며, 또한 분말이 경화층 단면의 상부보다 중, 하부에 밀집해 있는 것을 관찰할 수 있다. 이것은 Si의 밀도 (2.7g/cm³)와 NbC(7.8g/cm³), TiC(4.9g/cm³)의 밀도차에 의해 분말이 Si 합금 용융부내의 하층부로 침강하기 때문으로 사료된다.^{20, 21, 22)} 그러나 TiC분말의 경우 NbC분말에 비해 상대적으로 밀도가 낮으므로 경화층 단면의 상부와 중앙부는 비슷한 경향을 관찰할 수 있으나 하부의 경우 침강하는 비율이 적음을 관찰할 수 있다. 또한 분말의 분포 상태도 분말의 투입량이 많아질수록 균일, 고밀도화가 이루어지지만 전류에 비해 분말량을 너무 많이 공급하는 경우 모재 표면에 분말이 퇴적됨을 알 수 있었다.

Cu+NbC 혼합 분말의 경우 용입 깊이는 각 분말을 단독으로 첨가한 경우의 중간 정도에 해당함을 알 수 있다.

또한, 용접 전류가 높아질수록 용입 깊이가 증가

하였는데 이는 전류가 높아질수록 투입되는 입열량이 높아지기 때문이다.

3.2 경화층의 미세 조직

Photo 4는 Cu분말로 Al1050과 A5083 합금에 overlay 경화층을 형성시켰을 때(150A, 10g/min)의 SEM 조직사진으로 Al1050의 경우 EDS 분석 결과 사진상에 관찰된 조직은 초정 θ 상과 그 주위의 Al+ θ 공정 조직으로 되어 있음을 관찰할 수 있었으며, A5083 역시 초정 θ 상과 Al+ θ 공정 조직으로 되어 있음을 관찰할 수 있었다. 또한 EDS 분석 결과 Al1050의 경우 Cu의 농도는 40.72wt%, A5083의 경우 42.29wt%로 과공정 조성영역임을 알 수 있었다. 이를 확인하고자 XRD분석을 행한 결과 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상이 검출되었으며 그 결과를 Fig. 3(a)와 Fig. 4(a)

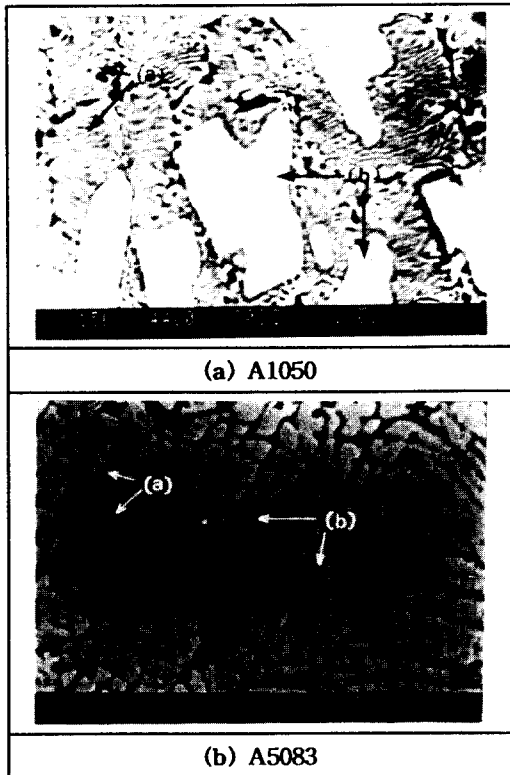


Photo 4. Microstructure of Al-Cu alloyed layer (150A, 10g/min)
(a) $\alpha + \text{CuAl}_2$, (b) CuAl_2

에 나타내었다. Cu분말 첨가에 의한 이들 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상은 경화층의 주요 강화기구로 작용하는 것으로 사료되며, 분말공급량이 증가함에 따라 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상이 증가하여 경도의 증가를 가져오는 것으로 사료된다.²³

Photo 5는 NbC분말로 Al1050과 A5083에 overlay 경화층을 형성시켰을 때(150A, 10g/min)의 SEM 조직 사진으로 NbC분말이 모재인 Al과 반응하지 않고 경화층 내에 그대로 남아있는 것을 관찰할 수 있다. 이러한 이유는 Cu는 용점이 약 1083℃정도인 데 비해 NbC는 용점이 약 3610℃인 세라믹스로 Cu에 비해 용점이 월등히 높기 때문에 모재내에서 용융, 반응하지 않고 그대로 남아있는 것으로 판단되었다. 이를 확인하고자 Fig. 3(b)와 Fig. 4(b)에 나타낸 바와 같이 XRD로 분석한 결과 모재와 반응하지 않음을 확인할 수 있었다.

Photo 6은 TiC분말로 A5083에 overlay 경화층을 형성시켰을 때(150A, 10g/min)의 광학 현미경 및 SEM사진이다. TiC분말도 역시 모재와 반응하지 않고 그대로 용융지에 남아 있음을 관찰할 수 있으며 Fig. 4(c)의 XRD분석 결과 모재와 반응하지 않음을 확인할 수 있었다. 이러한 세라믹스 분말들은 용융부내에 균일하게 분산되어 강화에 기여하리라 사료된다.

한편, 본 실험의 모재인 Al은 기지조직 자체가 연하기 때문에 금속과 세라믹스 분말을 혼합한 혼합분말을 사용하여 강화효과의 증대를 시도하여 보았으며 Photo 7에 Cu+NbC 혼합분말로 경화층을 형성시킨 EDS 면분석 결과를 나타내었다. 분석 결과 NbC분말은 모재인 Al과 반응하지 않고 경화층 내에 단독으로 그대로 남아있음을 관찰할 수 있고 Cu분말은 모재와 반응하여 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상을 형성하여 전지역에 고르게 분포하고 있음을 관찰할 수 있다. 그리고 Fig. 3(c)의 XRD분석 결과 이를 확인할 수 있었다. 따라서 이 경우 NbC분말과 Cu분말을 동시에 첨가함으로써 NbC분말은 기지내에 고르게 분산될 수 있으며, Cu분말은 모재와 반응하여 기지조직을 강화하여 전체적으로 복합재료 첨가와 같은 효과로 강화에 기여할 것으로 사료된다.

3.3 경화층의 경도

Fig. 5와 Fig. 6는 Al1050과 A5083에 용접전류

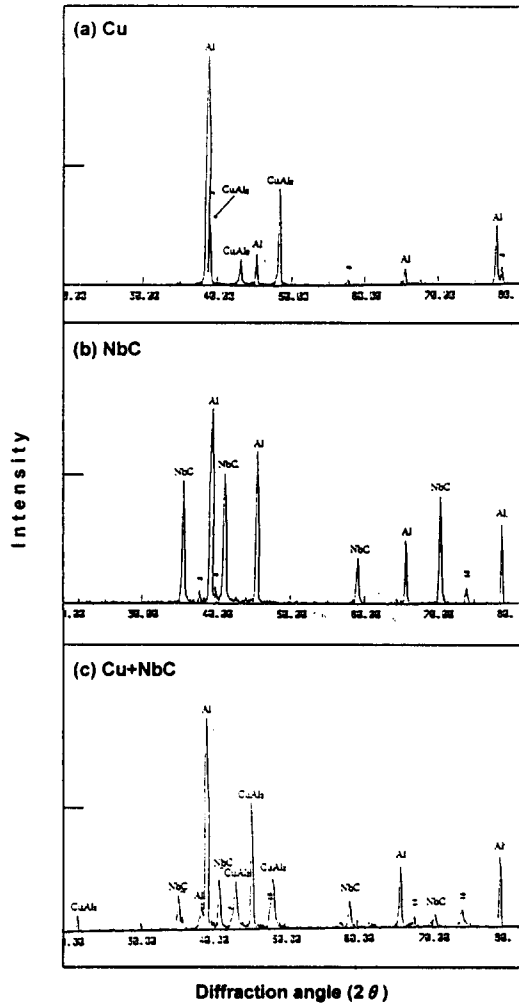


Fig 3. X-ray diffraction pattern of overlay hardened layer formed by Cu, NbC, Cu+NbC(A1050)

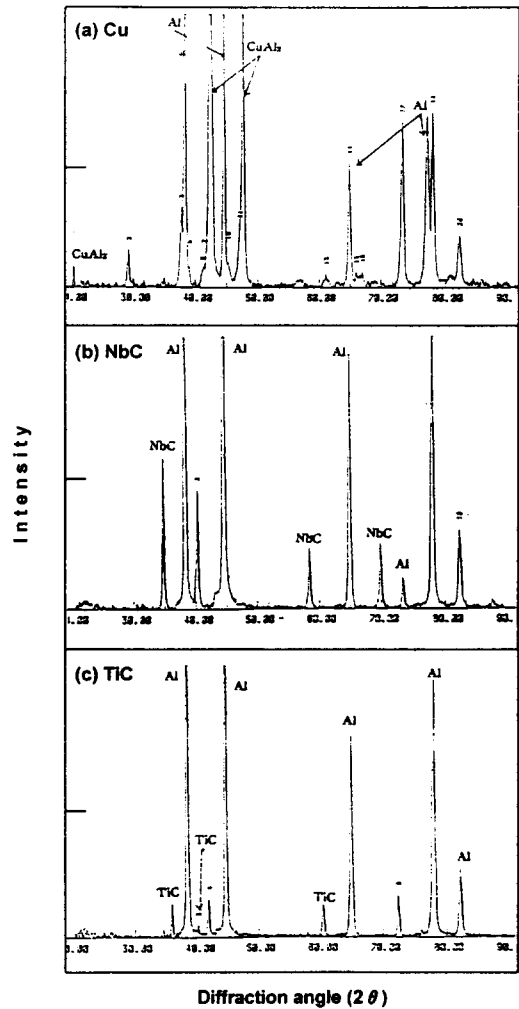


Fig 4. X-ray diffraction pattern of overlay hardened layer formed by Cu, NbC, TiC (A5083)

150Å, 분말공급량 5g/min, 10g/min, 15g/min으로 각각 경화층을 형성시켰을 경우의 경도분포를 나타내고 있다. 분말공급량 변화에 따라 각각 A1050의 경우 Cu분말은 약 210Hv, 240~260Hv, 260~280Hv, NbC분말은 약 35~50Hv, 40~60Hv, 70~80Hv, Cu+NbC분말은 약 280Hv, A5083의 경우 Cu분말은 약 240~285Hv, NbC분말은 약 60~100Hv, TiC분말은 약 60~120Hv를 나타내고 있다.

분말의 첨가량 증가에 비례하여 경도가 증가함을 알 수 있는데, 이는 경화층내의 첨가원소의 농

도가 증가함에 따라 Cu분말의 경우 Cu와 모재가 반응하여 생성되는 CuAl₂(θ) 상의 증가에 기인하였으며, 세라믹스 분말의 경우 경화층내에서 분말이 차지하는 비율의 증가에 기인한 것으로 사료된다.

Fig. 5의 A1050, Fig. 6의 A5083의 경도치를 보면 A5083에 경화층을 형성했을 때의 경도치가 약간 더 높은 데 이것은 A1050은 약 20~25Hv, A5083은 약 50~55Hv로 모재의 경도차이에 기인한 것이라 사료된다. 또한 NbC, TiC 등의 세라믹스 분말로 경화층을 형성시킨 경우는 Cu분말에 비해 경도

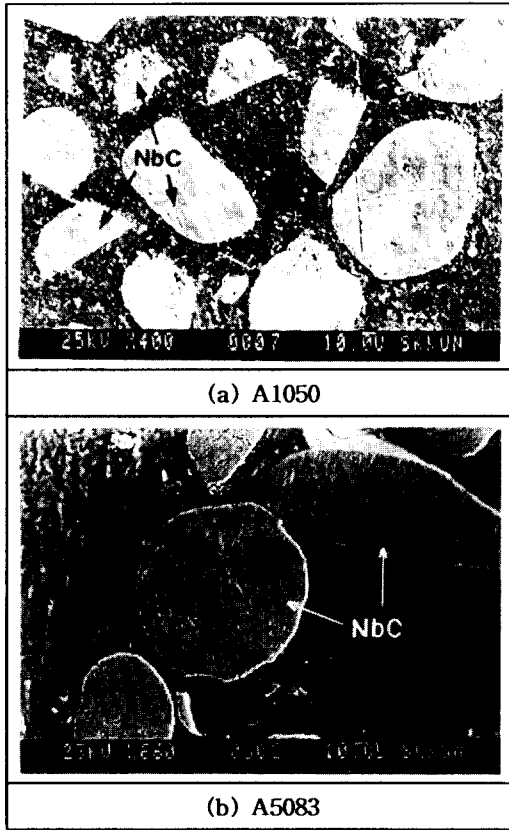


Photo 5. Morphology of Al alloy including NbC (150Å, 10g/min)

분포가 다소 불균일하고 낮으며 경화층 상부에 비해 중, 하부의 경도치가 높은 데 이러한 이유는 Cu분말의 경화층의 경우 미세한 $CuAl_2(\theta)$ 상이 경도 증가에 기여한다고 사료되나 세라믹스 분말의 경우 모재와 반응하지 않고 미용융으로 존재하는 세라믹스 분말이 경도를 증가시키기에는 너무 조대 ($70\text{--}140\mu\text{m}$) 하여 Cu분말을 사용한 경화층에 비해 낮은 경도치를 나타낸다고 사료되며 중, 하부쪽의 경도치 증가는 앞서 서술한 Al과 세라믹스 분말과의 밀도 차이에 따른 세라믹스 분말의 경화층 하부로의 침강에 의한 중, 하부의 분말 분포 밀도의 증가에 기인하는 것으로 사료된다. 따라서 NbC, TiC분말의 경우 다층 overlay나 용접속도를 변화시키는 등과 같은 방법으로 중, 상부의 분말 분포 밀도를 증가시키는 방법이 필요하다고 판단된다.

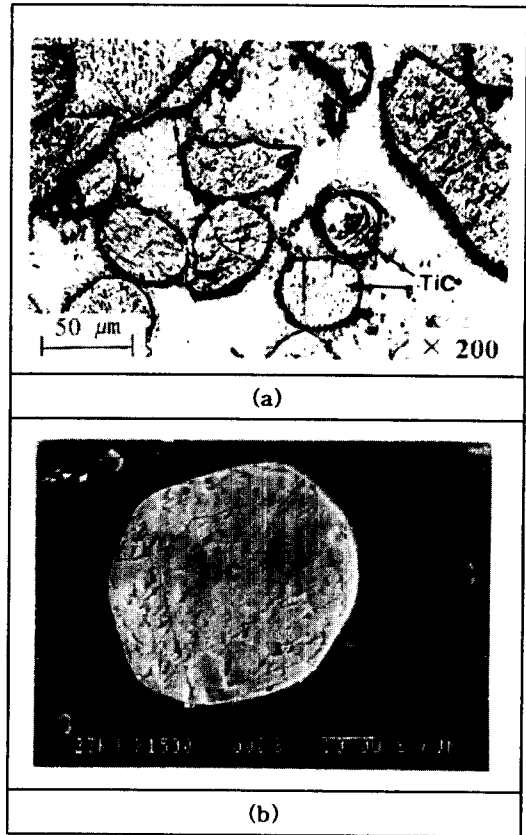


Photo 6. Morphology of Al alloy including TiC (a) Optical micrograph, (b) SEM image

Cu+NbC 혼합 분말의 경우 경도 증가는 Cu와 모재와의 반응에 의한 $CuAl_2(\theta)$ 상의 출현에 의한 기조직의 강화와 NbC분말에 의한 분산강화 효과에 기인한 것으로 사료된다.

3. 4 경화층의 내마모성

경화층의 마모시험 결과를 Fig. 7과 Fig. 8에 나타내었다. 각각의 분말들로 overlay한 경화층의 비마모량이 모재의 비마모량보다 적었으며 마모 속도가 1m/sec, 3m/sec, 5m/sec로 증가함에 따라 모재의 비마모량은 현저하게 증가하나 각 분말로 overlay한 경화층의 비마모량은 거의 변화가 없는 것을 볼 수 있다. 이것으로 경화층의 내마모성이 향상되었다는 것을 알 수 있다.

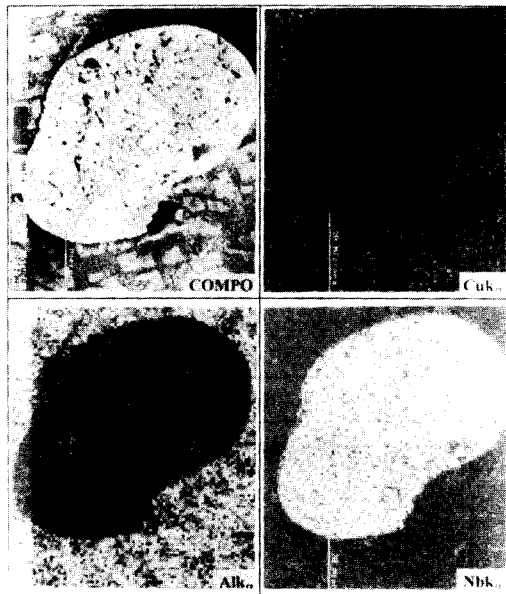


Photo 7. Microstructure of Al-Cu alloy including NbC by EDS analysis(150A, 10g/min)

특히 Cu분말 첨가시 고속(3, 5 m/sec)으로 될수록 비마모량은 오히려 낮아지는 경향을 보이고 있다. 이는 모재의 경우 속도가 빨라짐에 따라 상대재 회전시 기지조직이 약하기 때문에 기지조직의 밀립현상이 일어나 비마모량이 급증하는 것으로 판단되지만, Cu분말 첨가시에는 합금화층내의 미

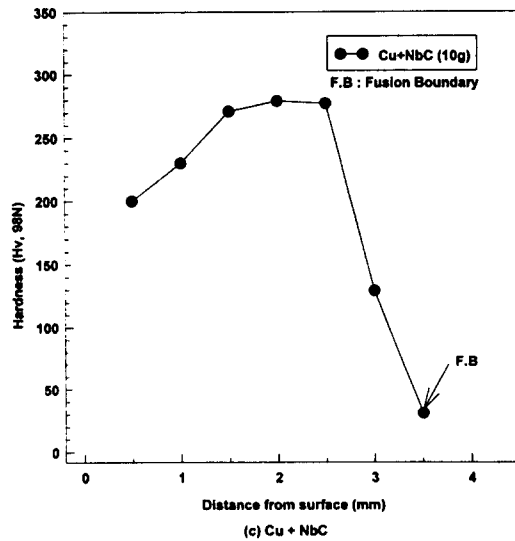
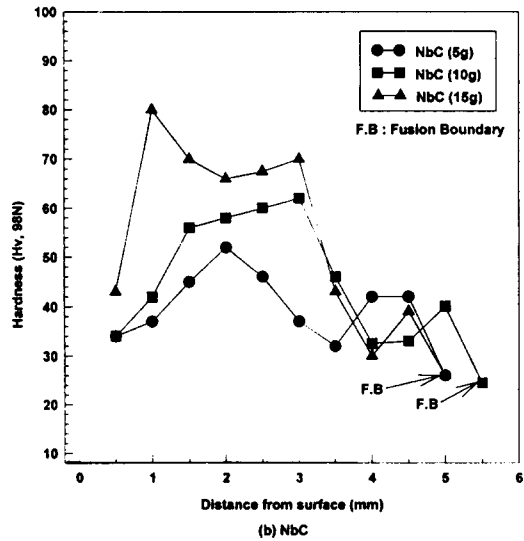
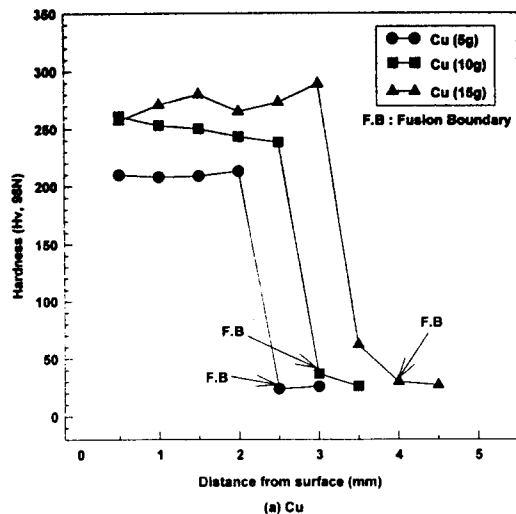


Fig 5. Hardness distribution in alloyed layer on Al 1050 ((a) Cu, (b) NbC, (c) Cu+NbC powder addition)

세한 $CuAl_2(\theta)$ 강화상의 형성으로 기지조직이 강화되어 상대재 회전시 기지조직의 밀립현상을 방지할 수 있고, 또한 속도증가시 미끄럼 현상이 발생하여 마찰력이 감소하기 때문으로 사료된다.

TiC, NbC분말을 첨가한 경우도 비마모량의 변화는 Cu분말 첨가시와 유사한 경향을 나타내고 있

다. 세라믹스 분말의 경우 각 분말 입자들이 경하며, 작은 돌기 역할을 해 상대재가 기지층과의 직접적인 접촉을 피하는 일종의 완충작용으로 비마모량 감소효과를 가져온다고 사료된다. 그러나 A5083의 경우 마모속도가 5m/sec인 경우 Cu, TiC에 비해 NbC의 비마모량이 급격히 증가하였고, Cu분말과 TiC분말로 overlay한 경화층의 경우 마모속도가 높을수록 비마모량이 감소하였는 데, 이는 NbC분말의 경우 TiC분말에 비해 밀도가 높은 분말의 특성상 용융부 내의 중, 하부쪽으로 침강하는 분

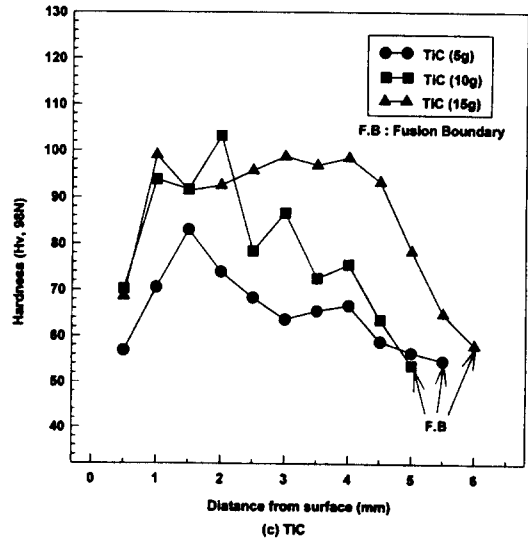
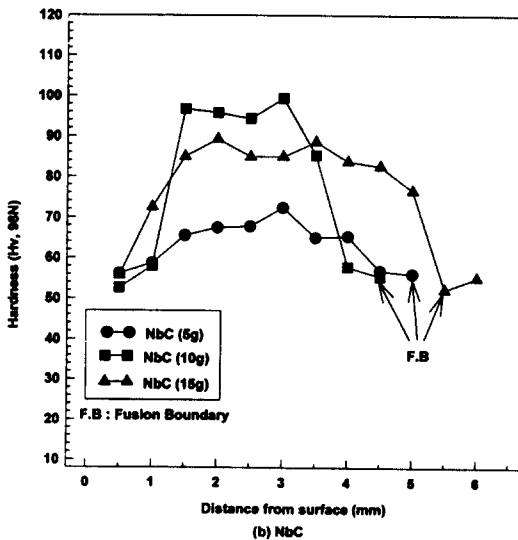
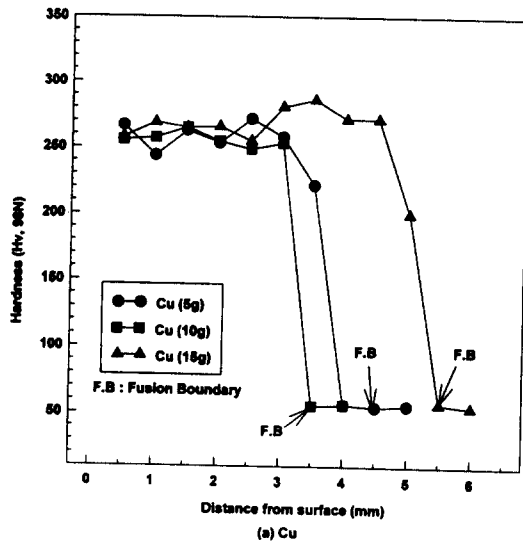


Fig 6. Hardness distribution in alloyed layer on A5083 ((a) Cu, (b) NbC, (c) TiC powder addition)

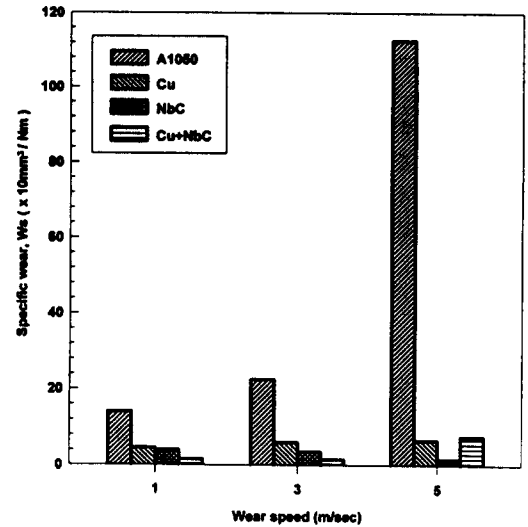


Fig 7. Specific wear of base metal (A1050) and overlay hardened layer (Cu, NbC, Cu+NbC powder addition) : 150A, 10g/min

말들이 TiC분말보다 많아 표면부위의 분말 분포 밀도가 TiC에 비해 저하하여 표면부위에서 측정된 내마모성이 그다지 양호하지 못하다고 사료된다.

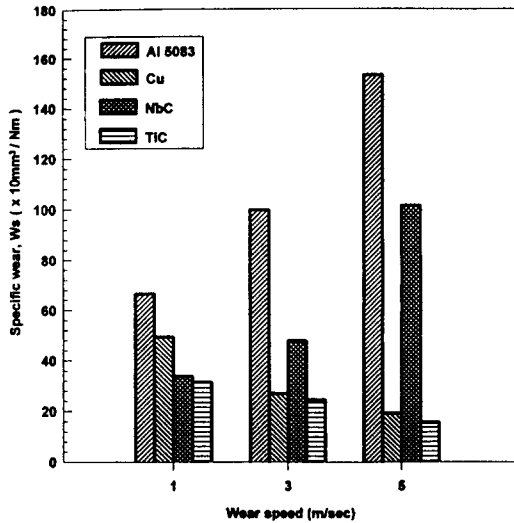


Fig 8. Specific wear of base metal(A5083) and overlay hardened layer(Cu, NbC, TiC powder addition) : 150A, 10g/min

4. 결 론

A1050과 A5083에 PTA overlay 용접법을 이용하여 Cu, NbC, TiC 및 Cu+NbC 혼합분말로 overlay 경화층을 형성시킨 후 조직 관찰과 특성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) A1050과 A5083모재에 각각의 분말로 overlay 경화층을 형성시켰을 시 모든 분말(Cu, NbC, TiC, Cu+NbC)에 의한 합금화와 복합화가 가능하였으며 용입깊이의 변화는 분말 첨가량의 증가에 따라 증가하였다. 이는 분말의 투입시 투입량의 증가에 따른 thermal pinch 효과의 증대와 특히 Cu분말의 경우 모재와의 반응시 생성되는 반응 생성열의 증가에 기인한다고 판단된다.
- (2) SEM 및 EDS, XRD 분석 결과, Cu분말로 형성된 합금화층은 모재와 반응하여 $Cu_3Al_2(\theta)$ 상을 형성하였으며, NbC분말과 TiC분말의 경우 고용점의 세라믹이기 때문에 모재내에서 용융, 반응하지 않고 그대로 남아 있는 것으로 판단되며, Cu+NbC 혼합분말의 경우 Cu분말은 모재와 반응하여 $Cu_3Al_2(\theta)$ 상이 형

성되고 그 가운데 합금화층과 반응하지 않은 NbC분말이 남아 있는 것이 관찰되었다.

- (3) overlay 경화층의 정도는 분말공급량의 증가에 따른 경화층내에서의 첨가원소의 농도 증가에 비례하여 증가하였으며, 모재에 비해 Cu분말의 경우 약 5~10배, NbC 및 TiC 등의 세라믹스 분말의 경우 약 2~3배 정도 향상되었다.
- (4) 모재(A1050, A5083)보다 각 분말들로 overlay한 경화층의 내마모성이 월등히 좋았으며 A1050에 overlay한 경화층은 5m/sec의 마모 속도일때 각 분말의 내마모성은 모재에 비해 16~20배 정도 향상되었으며 A5083에 Cu와 TiC분말로 overlay한 경화층은 마모 속도가 증가할수록 비마모량이 떨어져 고속마모조건에서의 내마모특성이 우수하였다.

후 기

본 연구의 일부는 1996년도 석천연구비 지원과제의 연구비 지원에 의하여 연구된 결과로 관계기관에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. D. Ayers, R. J. Schafer and W. P. Robey : J. Metal, Vol. 3, (1981), pp. 19~23
2. K. P. Cooper and J. D. Ayers : Surface Engineering, Vol. 1, (1985), pp. 263~272
3. (財)金屬系材料研究開發センター (JRCM) : A1表面ミリオ-ダ-硬化技術調査報告書, (1989. 3)
4. 松田 福久 : アルミニウム合金の表面厚膜硬化技術の現状, 溶接技術, Vol. 39, No. 6, (1991), pp. 72~76
5. 松田 福久 : アルミニウム合金表面厚膜硬化技術の現状と可能性, 日本輕金屬, Vol. 40, No. 10, (1990), pp. 746~752
6. 吉田 康之, 廣實 常登 : レザ加工による表面硬化處理, 溶接技術, Vol. 36, (1988), pp.

- 71~76
7. 清水茂樹, 永井健介, 松田福久, 中田一博 :
 プラズマ粉體內盛法によるアルミニウム合金
 表面への炭化物複合化, 日本經金屬, Vol.
 40, No. 10, (1990), pp. 761~767
 8. 李撥千, 中田一博, 李映浩, 松田福久 :
 プラズマアーク粉體內盛法によるアルミニウム合
 金の硬化 厚膜合金化層の形成(第1報) - 厚膜
 表面合金化層の形成条件とその形成組織, 日
 本高温學會誌, Vol. 17, No. 4, (1991), pp.
 177~190
 9. J. D. Ayers : Thin Solid Films, Vol. 84,
 (1981), pp. 323
 10. A. W. Walker, W. H. Steen and D. R. F. West :
 Aluminum Technology 86, The Institute of
 Metals, London, (1986), pp. 88
 11. F. Matsuda and K. Nakada : Transactions of
 JWRI, Vol. 17, No. 2, (1989), pp. 457
 12. E. Gaffet, J. M. Pelletier and S. B. Jobez :
 Applied Surface Science, Vol. 43, (1989),
 pp. 248
 13. 梅原 博行 : 日本金屬學會會報, 第27卷 第
 10號, (1988), pp. 248
 14. 松田福久, 中田一博 : レーザ合金化法による
 Al表面硬化技術の検討, JRCM, (1990. 12)
 15. M. H. Sohi and T. Bell : Proceedings of 2nd
 International Conference on Power Beam
 Technology, The Welding Institute, UK,
 (1990), pp. 286
 16. D. E. Powers and G. R. Laflamme : Welding
 Journal, (1988), pp. 286
 17. 松田福久, 中全一博, 清水茂樹, 永田健介 :
 プラズマ粉體內盛法によるAlの表面複合合金
 化, 溶接技術, Vol. 38, No. 8, (1990), pp.
 97~103
 18. 吉田 亭 : 摩耗解析と摩耗実験, 日本溶接學
 會誌, 第41卷 第10號, (1971), pp. 973
 19. H. Grimm and J. Ruge : Welkstofftech, Vol.
 8, (1977), pp. 389
 20. 野城 清, 和己 : 熔融金屬によるファインセ
 ラミックスのぬれ性, 溶接技術, Vol. 39,
 No. 4, (1991), pp. 74~77
 21. 松田福久, 中田一博, 徐昌濟, 橋本武典 :
 プラズマ粉體アロイング法によるAl合金表面へ
 のTiC 粒子アロイング層形成条件の検討, 溶
 接學會論文集, 第13卷 第3號, (1995), pp.
 395~403
 22. 清水茂樹, 永井健介, 松田福久, 中田日博 :
 PTA法によるアルミニウム表面複合化の研究
 (第1報) - 炭化物合金化に関する検討, 溶接
 學會講演概要, 第45集, (1989. 9), pp. 62~
 63
 23. 清水茂樹, 永井健介, 松田福久, 中田一博 :
 PTA法によるアルミニウム表面複合化の研究
 (第2報) - Cu合金化に関する検討, 溶接學會
 講演概要, 第46集, (1990. 4), pp. 128~129