

Plasma Transferred Arc 오버레이법에 의한 Al 합금 표면층의 복합 기능화에 관한 연구

임병수* · 황선효** · 서창제***

A Study on the Formation of Functionally Composite Layer on Al Alloy Surface by Plasma Transferred Arc Overlaying Process

B. S. Lim*, S. H. Hwang** and C. J. Shur***

Key Words : Alluminum alloy(알루미늄합금), PTAW(플라즈마아크용접), Overlaying(오버레이), Surface Hardening(표면경화), Wear resistance(내마모성)

Abstract

The objective of this research was to study the formation of the thick hardened layer with the addition of metal powder(Cu) and ceramics powders(TiC) on the aluminum 5083 alloys by plasma transferred arc process(PTA process) and to characterize the effect of overlaying conditions on the overlaid layer formation. This was followed by investigating the microstructures of the overlaid layers and mechanical properties such as hardness and wear resistance. The overlaid layer containing copper powder was alloyed and intermetallic compound(CuAl_2) was formed. The overlaid layers with high melting point TiC powders, however, did not react with base metal.

Wear resistance of the alloyed layer was remarkably improved by the formation of CuAl_2 precipitate phase, which prevented wear of base aluminum alloys and at higher wear speed, accelerated sliding of the counter part. Wear resistance of the composite layer was also remarkably improved because TiC powder act as a load barring element and Fe debris fragments detached from the counter part act as a solid lubricant on the contact surface.

1. 서 론

재료의 표면에 내마모성, 내식성, 내열성 등의 특성을 부여하는 방법 중의 하나인 표면개질기술 중에서 오버레이용접에 의한 방법이 널리 이용되고 있다. 특

히 재료 표면에 후막경화층을 얻기 위한 오버레이용접 열원으로 PTA(Plasma Transferred Arc)법을 이용하는 방법이 에너지 밀도, 프로세스, 생산성 등을 고려해 볼 때 적당한 방법의 하나로 판단된다. 특히 PTA법은 에너지 밀도가 높은 플라즈마 아크 열원을 국부적으로 가할 수 있기 때문에 코팅 층이 두껍고, 용착부

※ 1999년 8월 18일 접수

* 학생회원, 삼성종합기술원 에너지 Lab

** 정회원, 대전산업대학교 소재생산가공학과

*** 정회원, 성균관대학교 금속공학과

임병수 : BSLim@venus.sait.samsung.co.kr

에서 균일한 코팅 두께를 얻기 위한 조절이 가능하다. 그리고 분말상의 filler metal을 사용하기 때문에 가격은 와이어나 로드보다 15-30% 가량 싸고 소모량도 적게 되며, 로드나 와이어의 경우와 같이 주조하기 쉽도록 만드는 제한이 없기 때문에 오직 오버레이용접 특성에 맞도록 선정될 수 있다. 또한, 수동 오버레이용접에 비해 자동제어로 일정, 불변하게 작업속도를 높여 주고, 플럭스가 필요없기 때문에 슬래그에 의한 불순물 개재 가능성을 완전히 제거할 수 있으며, 입열량을 균일하게 조절 가능한 장점이 있다. 그러나 이러한 PTA법의 적용은 근래까지 철강재료 분야에 대한 시도가 대부분이고 비철금속에 대한 적용은 미진한 형편이다. 특히, 국내의 경우 비철금속 중 현재 경량화 재료로 가장 많이 사용되고 있는 알루미늄 합금 표면에 내마모성 향상을 위해 PTA법을 이용하여 후막경화층을 형성하는 방법의 경우 이에 대한 연구가 미비한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 Al합금에 내마모성을 향상시키기 위한 PTA법 적용의 기초적 연구로서 금속분말인 Cu분말 및 세라믹스 분말인 TiC분말을 사용하여 실용 비열처리 Al합금 중 가장 강도가 높고, 용접시 용접부 및 열영향부의 연화가 거의 없으며, Al합금 압연재 중 구조재로서 가장 많이 사용되고 있는 A5083 합금에 PTA법을 적용하여 PTA법에 의한 경화층 형성시 용접 가능성 여부와 경화층 내에서의 금속 및 세라믹스분말의 경화층 내에서의 반응의 차이점을 통해 경화층의 기계적 특성과 조직과의 관계를 고찰하고자 한다. 또한 PTA법의 실용성 여부를 알아보고, 금속 및 세라믹스분말 경화층의 기계적 특성과의 관계 중 특히 마모거동에 중점을 두어 고찰하고자 한다

2 실험방법

2.1 PTA오버레이 용접 실험장치 및 사용 재료

본 실험에 사용된 PTA장치는 미국 Lincon Co.의 PSM-2로 주요 구성장치는 전원공급장치, 토치, 분말공급장치, 가스공급장치, 냉각장치로 구성되어 있다.(Fig.1)

모재는 A5083을 100×200×10t(mm)로 제작하여 아세톤으로 탈지한 후 PTA법을 이용하여 분체오버레이를 실시하였다. Table 1에 A5083의 화학조성을 나타내었다.

본 실험에 사용한 합금화 및 복합화 물질은 Al과 반응하여 경도가 높은 경화층을 형성할 수 있는 금속 및

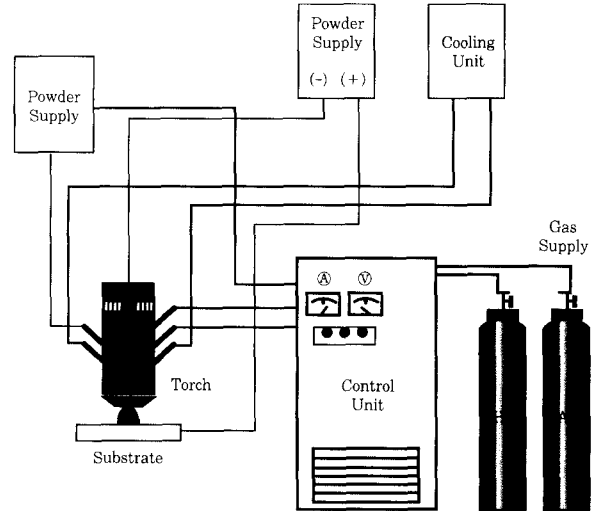


Fig. 1 Schematic illustration of PTA system.

Table 1 Chemical composition of 5083 Al alloy.

Chemical composition (wt%)										
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Al
A5083	0.09	0.35	0.23	0.47	4.15	0.19	0.01	0.16	-	bal.

세라믹스분말 중 예비 실험 및 물리적 성질(비중 등), 분말의 크기, 형상 등을 고려하여 금속분말로는 Cu를, 세라믹스분말로는 탄화물인 TiC를 선정하였다¹⁻³⁾. Table 2에 Cu 및 TiC분말의 물리적 성질과 입자의 크기를 나타내었다. 분말의 형상은 Cu분말의 경우 피상이고 TiC와 경우 구형의 분말을 사용하였는데 분말 공급에는 구형인 TiC분말이 더 유리하였다.

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
TiC	4.9	3,067	100 - 140

2.2 PTA 오버레이조건

경화층 오버레이조건은 Table 3에 나타낸 바와 같이 플라즈마 아크 전류와 분말공급량을 변수로 하였다.

오버레이전류는 직류정극성(DCEN)을 사용하여 120-180A까지 변화시켰고 분말공급량은 5-15g/min으로 변화시켰다. 토치의 이동속도는 250mm/min으로 일정하게 하였다. 그리고 모재와 torch사이의 거리는 10mm로 하였다.

Table 3 Overlaying condition for PTA process.

Pilot gas	Ar
Shield gas	He
Current (Amp)	120 - 180
Powder feeding rate (g/min)	5 - 15
Travel speed (mm/min)	250

한편 본 실험에 사용한 플라즈마 형성가스 및 분위기 가스는 각각 Ar과 He을 사용하였다. 실험결과 Ar+He 조건이 플라즈마 형성가스와 분위기 가스의 조합을 He+He으로 한 경우보다 우수한 특성을 나타내었다. 이러한 파일럿 가스로 Ar을 사용한 이유는 파일럿 아크의 안정성이 He에 비해 Ar이 더 우수하여 파일럿 아크의 목적인 아크 점화가 He에 비해 양호하기 때문에 Ar을 사용하였다. 또한 분위기 가스를 He으로 사용한 이유는 본 플라즈마 용접기가 직류정극성(DCEN)으로 고정되었기 때문에 Al의 산화막층을 제거하는데 양호한 교류(AC)나 직류역극성(DCEP)를 사용할 수 없으므로 Ar에 비해 이온화 포텐셜 에너지(ionization potential energy)가 높은 He을 사용하여⁴⁻¹⁰⁾ DCEN-Ar조건에서는 제거하기 힘든 산화막층을 이온화 포텐셜 에너지가 높은 DCEN-He조건으로 제거하였다. 한편 실험에 사용한 분말은 용접기에 장착된 분말공급장치에서 100℃로 1시간 이상 건조시켜 수분을 제거한 후 사용하였다.

2.3 경도 시험

경화층의 경도는 비커스 경도 시험기를 사용하여 경화층 표면에서 모재 깊이 방향으로 0.5mm 간격으로 측정하였다. 이 때 하중은 98N, 하중 유지 시간은 5초로 하였다.

2.4 마모 시험

경화층의 내마모성은 암슬러식의 마모 시험기를 사용하여 평가하였고 그 원리를 Fig.2에 나타내었다. 마모 시험을 위해 경화층에 형성된 여성부(余盛部, reinforcement)를 제거한 면에 대해 실시하였다. 본 실험에 사용한 상대재는 오스테나이트계 회주철을 사용하였고 Fig.2에서와 같이 지름 40mm, 두께 3.1mm의 로터(rotor)를 이용하여 마모흔의 폭 b를 측정하였고, 마모조건은 상온에서 건식 마모조건으로 하중은 100N, 마모거리는 100m로 일정하게 하여 마모속도는 각각 1, 3, 5m/sec으로 변화시킴으로써 마

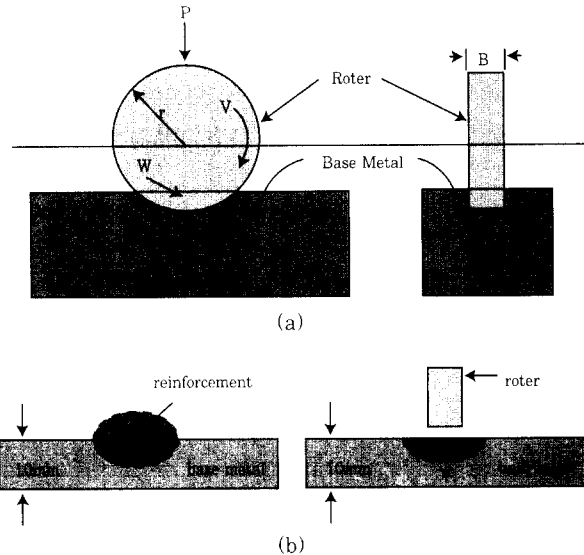


Fig. 2 (a) Schematic illustration of wear testing machine, (b) Schematic diagram for wear test.

모속도에 따른 비마모량 Ws 를 다음식을 사용하여 계산하였다¹¹⁾.

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

Ws : 비마모량 (mm³/Nm) r : 로터의 반경 (mm)
 B : 로터의 두께 (mm) p : 하중 (N)
 b : 마모흔의 길이 (mm) l : 마모 거리 (m)

2.5 조직 관찰 및 분석

PTA로 제작된 후막 경화층에 대한 미세조직 관찰은 시편을 용접방향에 수직하도록 마이크로 커터를 사용하여 절단한 후 마운팅하여 연마지로 #2000까지 연마하고 0.05 μm까지 Al₂O₃ 분말로 연마한 후 Keller 용액(H₂O 93%, HNO₃ 3%, HCl 3%, HF 1%)으로 에칭하여 표면 분석용 시료로 사용하였다. 또한 광학현미경, 주사전자현미경(SEM), EDS 등을 이용하여 미세조직 관찰 및 분석을 실시하였다. 그리고 XRD를 이용하여 오버레이층에 생성될 수 있는 상을 분석하였다.

3 결과 및 고찰

3.1 경화층의 미세 조직

3.2.1 Cu분말에 의한 경화층

Photo.1은 Cu분말로 오버레이층을 형성시켰을 때 비교적 양호한 오버레이층을 얻을 수 있었던 조건인 용접전류 150A, 분말공급량 10g/min에서 경화층을

형성시켰을 경우의 경화층 증양의 여성부(reinforcement) 직하 부분의 광학 현미경 사진이다. 사진상에서 살펴볼 수 있듯이 흰색상이 고르고 치밀하게 분포된 것을 관찰할 수 있고 조직 내에 미소 균열이나 기공이 없는 양호한 경화층이 형성된 것을 관찰할 수 있다.

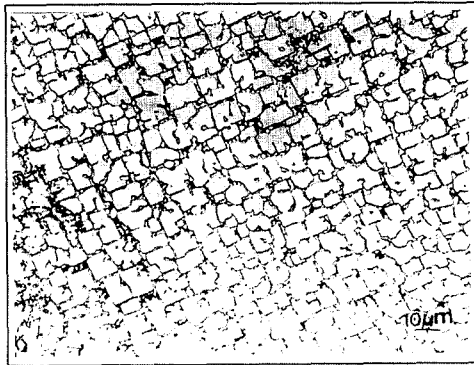


Photo 1 Optical microstructure of Cu added layer (A5083)

Photo.2는 Cu분말로 용접전류 150A, 분말공급량 10g/min으로 각각 A1050과 A5083에 경화층을 형성시켰을 때의 경화층 증양의 여성부(reinforcement) 직하 부분의 주사전자현미경(SEM) 사진이며 경화층의 전체 조성을 EDS로 분석한 결과 경화층 내에서의 평균 Cu량은 약 48.7wt%로 이는 Fig.3의 Al-Cu 상태도에서 알 수 있듯이 과공정역임을 알 수 있다. 각 상에 대한 EDS분석 결과 사진에서 기지 위에 희게 보이는 조직은 초정의 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상, 그리고 기지 처럼 보이는 부분은 α 와 θ 의 미세한 공정조직으로 판단된다. 즉, 커다란 초정 상과 그 주위의 $\text{Al}(\theta) + \text{CuAl}_2(\theta)$ 공정 조직이 형성되어 있음을 알 수 있고 XRD분석을 행한 결과 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상이 검출되었다. 이들 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상은 경한 금속간화합물이기 때문에 경화층의 주요 강화기구로 작용할 것으로 판단되며, 본

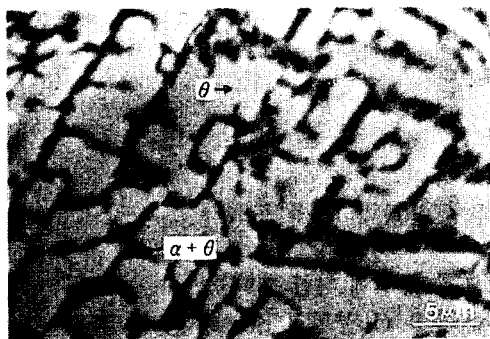


Photo 2 SEM microstructure of Al-Cu alloyed layer (150A, 10G/min)

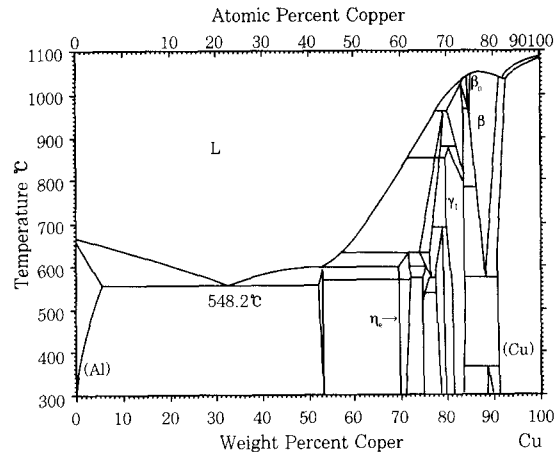


Fig. 3 Phase diagram of Al-Cu binary system.

실험에서 이러한 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상의 양이 경도값에 직접적으로 영향을 미친 것으로 사료된다.

3.2.2 TiC분말에 의한 경화층

Photo.3(a),(b)는 TiC분말로 오버레이층을 형성시켰을 때 비교적 양호한 오버레이층을 얻을 수 있었던 조건인 용접전류 150A, 분말공급량 10g/min으로 경화층을 형성시켰을 때의 광학현미경사진과 주사전자현미경(SEM) 사진이다. 사진에서 알 수 있듯이 TiC분말 첨가시 Cu분말을 사용한 경우와는 달리 모재와

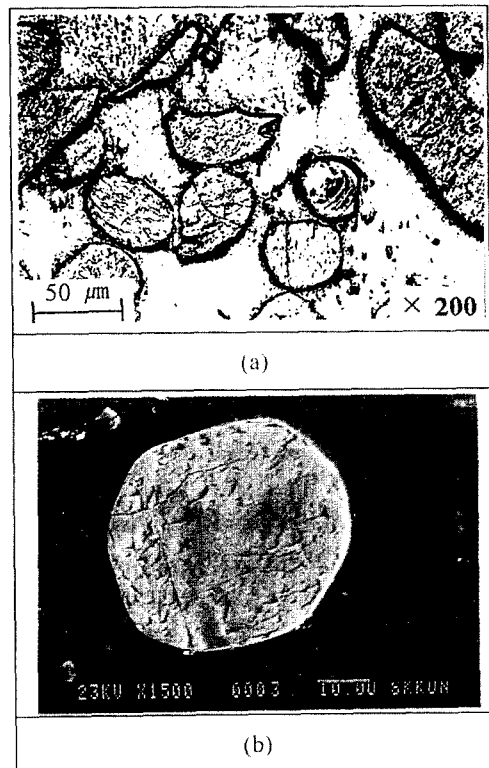


Photo 3 Morphology of A5083 alloy including TiC (150A, 10g/min), (a)Optical micrograph, (b) SEM image

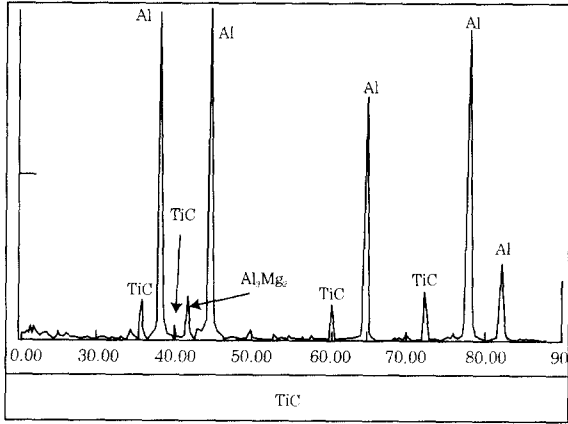


Fig. 4 X-ray diffraction pattern analysis of Al including TiC(A5083)

반응하지 않고 경화층 내에 잔존하고 있는 것이 관찰된다. 이러한 이유는 Cu는 용점이 약 1083℃정도인데 비해 TiC는 용점이 약 3067℃인 고용점 세라믹스로 Cu에 비해 용점이 월등히 높기 때문에 Al과 반응하지 않는다고 판단된다. Fig.4의 XRD분석에서도 모재 내에 잔존해 있는 TiC분말을 확인할 수 있었다.

3.3 기계적 특성

3.3.1 경화층의 경도 특성

본 실험에서 경도 특성 평가는 Al재료에 금속 및 세라믹스분말로 경화층을 형성시켰을 때 각 분말의 분말 공급량 변화에 따른 경도 변화를 분석하여 각각의 첨가 물질에 따른 차이점을 규명하고자 하였다.

Fig.5, 6은 A5083에 Cu, TiC분말로 용접전류 150A, 분말공급량 5g/min, 10g/min, 15g/min으로 각각 경화층을 형성시켰을 경우의 경도분포를 나타내고 있다. Fig.5의 Cu분말의 경우 240-285 Hv, Fig.6 TiC분말의 경우 55-96 Hv를 나타내고 있다.

Cu분말로 경화층을 오버레이시켰을 경우 CuAl₂(θ) 상에 의한 강화가 경도증가에 영향을 미친 것으로 사료되며 또한 분말공급량의 증가에 따라 경화층의 용입 깊이가 증가함을 관찰할 수 있는데 이러한 이유는 분말공급량의 증가에 따른 아크에 의한 열적 pinch 효과의 증대로 아크가 수축하게 되어 아크열의 집중성이 증가되기 때문으로 판단된다. 또한 TiC분말로 경화층을 형성시킨 경우는 Cu분말에 비해 경도분포가 불균일하고 낮으며 경화층 상부에 비해 중, 하부의 경도값이 높은 것을 관찰할 수 있는데 이러한 이유는 Cu분말을 첨가한 경화층의 경우 Cu와 모재가 반응하여 생성된 경한 금속간화합물인 CuAl₂ 상이 고르고 미세하게 기지 조직내에 형성되거나 정출상을 이루어 경도증

가에 기여한 것으로 사료된다. 그러나 세라믹스분말의 경우 모재와 반응을 하지 않고 미용융으로 존재하는 세라믹스입자가 경도를 증가시키기에는 너무 조대(80 - 140 m)하여 경도값이 Cu분말을 사용한 경화층에 비하여 낮은 경도값을 나타낸다고 판단된다. 또한 이 경우 강화기구가 일종의 분산강화에 의한 기구인데 기지내에서 차지하는 TiC분말의 분포밀도를 점산법(count point method)을 이용하여 오버레이층 여성부(reinforcement) 직하에서 측정 한 결과 약 20%

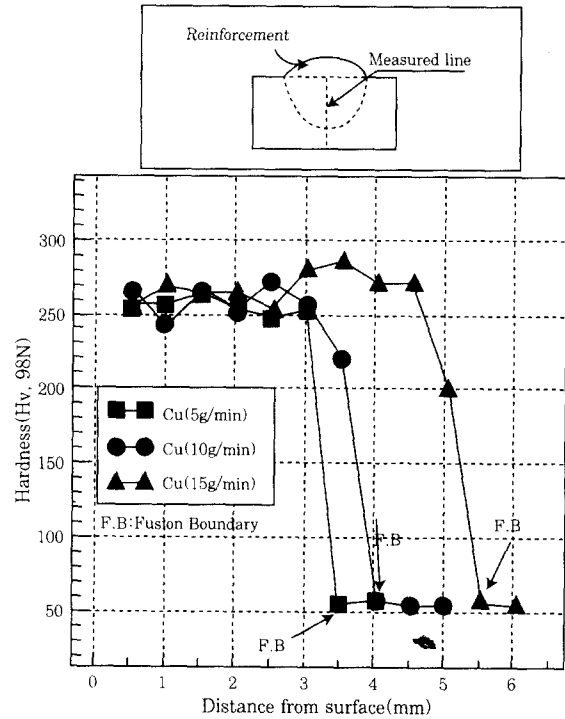


Fig. 5 Hardness distribution in hardened layer(Cu powder addition). :A5083, 150A

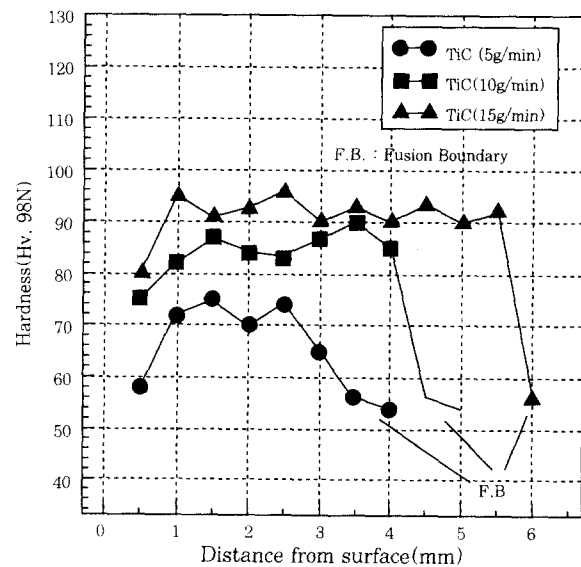


Fig. 6 Hardness distribution in hardened layer(TiC powder addition). :A5083, 150A

로, 이는 분산강화효과를 이용하여 경도를 현저히 향상시키기 위해서는 이 보다 많은 분말분포밀도가 필요하다는 것을 판단하게 한다. 한편 경화층 상부에 비하여 중, 하부쪽의 경도값이 높은 이유는 앞서 서술한 Al과 세라믹스분말과의 비중차에 의해 세라믹스입자가 경화층 중, 하부로 침강하여 중, 하부의 입자 분포밀도의 증가에 기인하는 것으로 사료된다.

따라서 TiC분말의 경우 다층 오버레이나 용접 속도를 변화시키는 방법등으로 중, 상부의 입자 분포밀도를 제어시키는 방법이 필요하다고 판단된다.

3.3.2 경화층의 내마모성

본 실험의 내마모성 평가에서는 Al재료에 금속, 세라믹스분말로 경화층을 형성시켰을 때 마모속도의 변화에 따른 상대적인 비마모량을 비교 평가하여 각각의 첨가 물질에 따른 마모거동의 차이점을 규명하고자 하였다.

A5083 모재와 Cu, TiC분말로 용접전류 150A, 분말공급량 10g/min으로 각각 오버레이시킨 경화층의 내마모성실험 결과를 Fig.7에 나타내었다. 마모속도가 각각 1 m/sec, 3 m/sec, 5 m/sec로 증가함에 따라 모재인 A5083합금의 비마모량은 현저히 증가하였다. 이에 비해 각각의 분말로 오버레이시킨 경화층의 비마모량은 모재인 A5083합금의 비마모량보다 적었으며 특히 마모 속도가 고속인 5m/sec의 경우 비마모량을 비교한 결과 각 분말 경화층의 내마모성은 모재(A5083)에 비해 약 7.5-10배 정도 향상되었다. 또한 마모 속도가 높을수록 비마모량이 오히려 감소됨을 알 수 있다.

한편 A5083에 Cu첨가시 비마모량이 모재에 비해

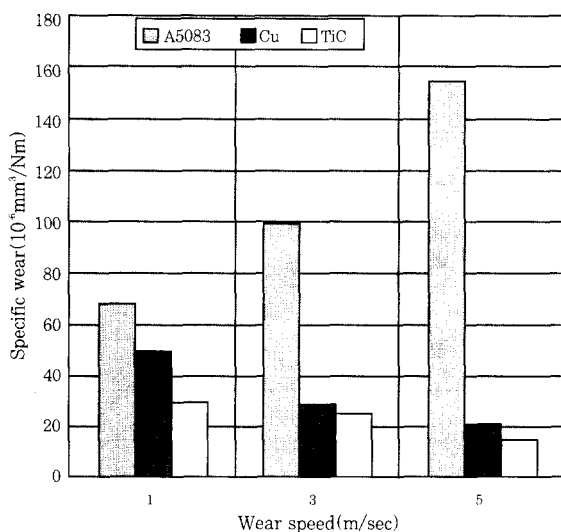


Fig. 7 Wear test graphs of base metal and each hardened layers.

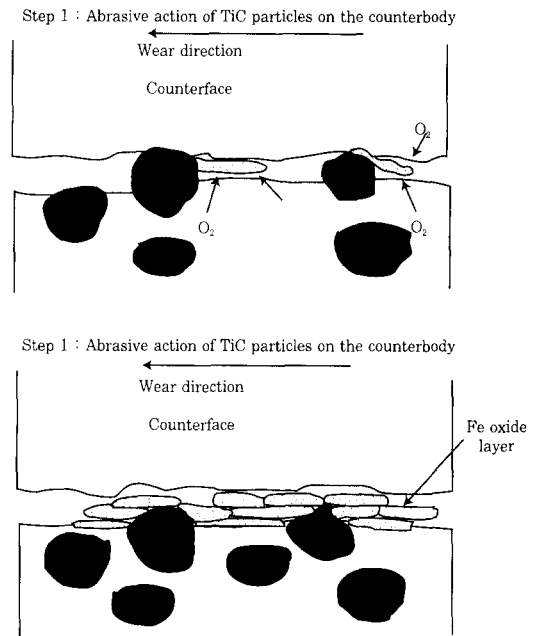


Fig. 8 Schematic description of wear mechanism of TiC hardened layer.

낮은 이유는 모재의 경우 마모속도가 빨라짐에 따라 상대재 회전시 지지조직이 약하기 때문에 지지조직의 밀립현상이 일어나 마모량이 급증하는 것으로 판단되지만, Cu분말 첨가시에는 합금화층내의 미세한 CuAl₂ 상의 형성으로 인해 이들이 상대재 회전시 지지조직의 밀립현상을 방지할 수 있기 때문으로 사료된다. 그러나 이에 대한 구체적인 고찰이 향후 필요하다고 판단된다.

또한 TiC분말을 첨가한 경화층의 경우 지지 조직내의 분말입자는 하중(load)을 지탱해 주는 역할을 한다고 사료된다^{12~14)}. 이는 지지내에서 TiC분말의 형태가 이러한 역할을 담당하기에 적당한 형태이기 때문으로 판단된다. 이러한 이유로는 Photo.4에서 관찰할 수 있듯이 내마모실험을 하기 전에 앞서 시료 표면을 연마 후 주사전자현미경 관찰을 한 결과 입자가 표면으로부터 약 5-10μm 정도 높게 돌출한 일종의 돌기 형태를



Photo 4 Surface topography of polished surface of TiC hardened layer prior to wear test

갖고 있고 이러한 돌기 형태가 상대재로부터의 하중을 지지해 주는 역할을 하기 때문으로 판단된다. 즉 상대재로부터 국부적으로 가해지는 하중이 TiC분말의 파괴강도 이하이기 때문에¹²⁻¹⁵⁾ 작용되는 하중을 TiC분말이 견뎌내어 TiC분말이 상대재로부터 Al 기지쪽의 직접적인 마모작용을 받는 분위기를 방지해 주는 역할을 한다고 사료된다. 따라서 TiC분말을 첨가한 경화층은 첨가하지 않은 Al합금에 비해 내마모성이 뛰어나게 된다.

또한 Photo.5(a)에서 관찰할 수 있듯이 TiC분말을 첨가한 복합화층과 상대재 사이에서의 마모작용이 어느 정도 진행된 후에 마모면을 살펴보면 TiC분말 경화층과 상대재 사이에 이동층(transfer layer)이 있는 것을 관찰할 수 있다. 이러한 이동층은 상대재 재질인 Fe층이었는데 이는 TiC분말 경화층과 상대재 사이에서 마모작용시, 경도가 높은 TiC분말이 상대재를 연삭시키는 작용으로 형성된 것으로 사료된다. 이렇게

하여 상대재로부터 떨어져 나간 debris들은 산화되어^{12,13,15)} 상대재와 접촉되는 TiC분말을 첨가한 복합화층 내에 적층되는 것으로 판단된다. 이러한 Fe debris를 XRD로 분석한 결과 Fe산화물임을 확인할 수 있었다.

Photo.5(b)에 TiC 경화층내의 최종마모면의 마모된 부분을 주사전자현미경으로 관찰한 결과와 Fig.9(a)에 EDS 분석 결과를 나타내고 있다. Photo. 4의 마모작용 전과 비교하여, 주사전자현미경 사진에서 관찰할 수 있듯이 마모작용 후 잔존해 있는 Fe debris fragment를 관찰할 수 있으며 마모된 부분을 전체적으로 EDS 분석한 결과 마모면 내에서 차지하는 Fe함량이 평균 Fe 55wt%로 다량의 Fe가 마모된 부위에 잔존함을 알 수 있었다. 이러한 Fe debris (Photo.5(a)) 및 Fe debris fragment(Photo.5(b)) 등과 같은 Fe층은 상대재와 접촉한 모든 복합화층에서 존재하였으나 Al 모재의 경우 Photo.5(c)와 Fig.9(b)에서 관찰할 수 있듯이 이러한 Fe층을 관찰할 수 없었다. 이러한 Fe 이동층이 생성되는 메커니즘의 개략도를 Fig.8에 나타내었다. 그리고 이렇게 생성된 Fe 산화물층은 마찰계수가 낮은 특징을 가지고 있어서^{12,16,17)} Fe 산화물이 상대재와 경화층 사이에서 고체 윤활(solid lubrication)작용의 역할을 하여 마모를 방지한다고 사료된다.^{12,18-24)}

따라서 이상과 같이 TiC경화층의 마모거동을 종합하여 볼 때 마모작용 초기에는 경화층내의 TiC분말이 상대재로부터의 하중을 지탱시켜주는 역할을 하고 어느 정도 마모작용이 진행되면 이러한 TiC분말의 하중

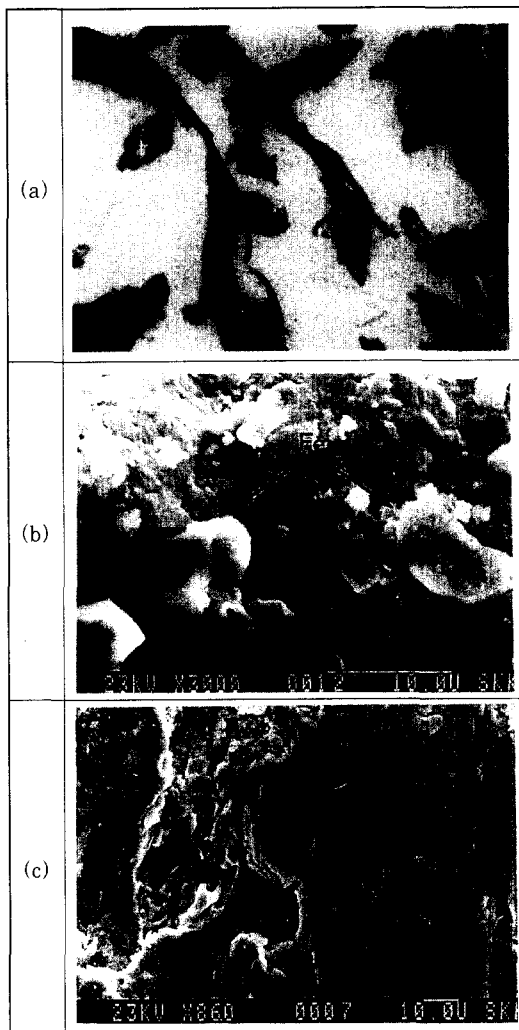


Photo 5 Fe debris(a) and contact surface morphology(b) TiC (c) A5083

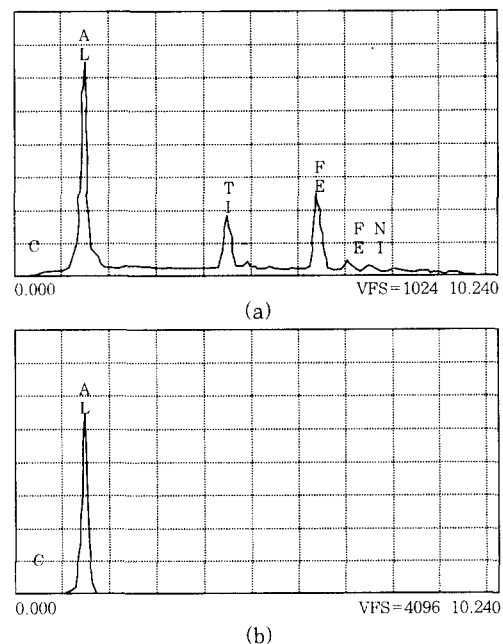


Fig. 9 EDS analysis of (a) TiC addition layer and (b) A5083

지지작용과 더불어 상대재로 부터 발생하는 Fe debris에 의한 고체윤활 작용에 의해 마모가 방지된다고 할 수 있다.

4. 결 론

A5083에 PTA 분체오버레이법을 이용하여 Cu, TiC분말로 경화층을 오버레이시킨 후 경화층의 미세 조직 및 기계적 특성 평가를 실시한 결과를 요약하면 다음과 같다.

(1) 경화층의 미세 조직 분석 결과, Cu분말로 형성된 경화층은 모재와 반응하여 금속간화합물인 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상을 형성하였고, TiC분말의 경우 고융점의 세라믹스이기 때문에 모재내에서 반응하지 않고 그대로 남아 있는 것으로 판단되었다.

(2) 경도분포는 모재는 약 50-55 Hv, Cu분말 경화층은 240-285 Hv, TiC분말 경화층은 55-96 Hv의 경도분포를 나타내었다. Cu분말 경화층은 금속간화합물인 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 상에 의한 강화가 경도증가에 기인하였고, TiC분말 경화층의 경우는 세라믹스분말이 조직내에서 경도를 증가시키기에는 분말밀도가 낮고 조대(80 - 140 μm)하여 낮은 경도값을 나타내었으며 분산 강화효과에 의해 경도를 향상시키려면 경화층내에 분말분포밀도를 증가시켜야 한다.

(3) 마모실험 결과 모재의 경우 마모속도가 빨라짐에 따라 상대재 회전시 기지조직이 약하기 때문에 기지조직의 밀립현상이 일어나 마모량이 급증하였으나, Cu분말 첨가시 합금화층내의 미세한 CuAl_2 상의 형성으로 이들이 상대재 회전시 기지조직의 밀립현상을 방지할 수 있어 모재에 비해 마모량이 현저히 감소하는 것으로 판단되었다. 또한 TiC분말 경화층의 경우 경화층내의 TiC분말입자가 상대재로 부터의 하중(load)을 지탱해 주는 역할을 함과 동시에 경한 TiC분말이 상대재를 연삭시키는 작용으로 상대재로부터 나온 Fe debris가 상대재와 경화층 사이에서 고체 윤활(solid lubrication)작용의 역할을 하기 때문에 내마모성이 월등히 향상되었다.

참 고 문 헌

1. 清水, 永井, 松田, 中田 : 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, 輕金屬, Vol.40, No.10(1990), pp.761.
2. 松田, 中田, 徐, 橋本 : アルミニウム表面へのTi及びTi系セラミックスの複合化 - PTA法によるAl表面 mm order傾斜機能合金化研究(1) - (318) 溶接學會講演概要 第49集 (1991. 9), pp.267-277.
3. 清水, 永井, 松田, 中田 : PTA法によるアルミニウム表面複合化の研究(第2報) - Ni, Cu合金化に関する検討 - (302), 溶接學會講演概要 第46集(1990.4), pp.128-129.
4. 溶接學會編 : 溶接便覽, 丸善 (1997), pp.1046-1048.
5. 水野, 幕田, : Alとその合金の溶接, 産報出版(1979), pp.90.
6. 安田 : 初步のTIG arc 現象, 輕金屬溶接, 26-9 (1989), pp.425.
7. 平岡, 岡田 : TIG arcによる He gasの arc 特性におよぼす影響, 溶接學會論文集, 3-2(1985), pp.241.
8. 輕金屬溶接構造協會 : Al構造物の溶接施工管理 (1981), pp.115.
9. 岡田, 荒田 : Plasma工學, 日刊工業新聞社(1965), pp.340-343.
10. 日向, 安田, 恩澤 : He shield 交流 TIGによる Al板の溶接, 輕金屬溶接, 29-1(1991), pp.15.
11. 大越式 飛速磨耗試験機 取扱説明書, 東京試験機 製作所
12. J.Zhang and A.T.Alpas: Wear Regimes in Ceramics Particulate Reinforced Aluminium Alloys, Proceedings of the ASM 1993 Materials Congress, October 17-21(1993)
13. A.T.Alps and J.Zhang : Wear Rate Transitions in Cast Aluminum Silicon Alloys Reinforced with SiC Particles, Scripta Metall. Mater., 26(1992), pp.505-509.
14. A.T.Alps and J.D.Embury : Sliding and Abrasive Wear Behaviour of an Aluminum (2014)-SiC Particle Reinforced Composite, Scripta Metall. Mater, 24(1990), pp.931-935
15. J.Zhang and A.T.Alps : Wear Regimes and Transitions in Al_2O_3 Particulate Reinforced Aluminum Alloys, Mater. Sci. & Eng. A 161(1993), pp.273-284.
16. E.Rabinowicz : Compatibility Criteria for Sliding Metals in Friction and Lubrication in Metal Processing, F.F.Ling, R.L.Whiteley, P.M.Ku, M.B.Peters on(eds.) ASME, New York(1966), pp.90-102.
17. F.P.Bowden and D.Tabor : The Influence of Surface Films on the Friction and Deformation of Surfaces in Properties of Metallic Surfaces, Institute of Metals, London(1953), pp.197-212.

18. K.J.Bhansali and R.Mehranian, Abrasive Wear of Aluminum - Matrix Composites, *J. Met.*, 349 (1982), pp.30-34.
19. A.G.Wang and I.M.Hutchings, Wear of Alumina - Fiber aluminum composites by Two-Body Abrasion, *Mater. Sci. Technol.*, 5(1989), pp.71-76.
20. Y.Pan, M.E.Fine and H.S.Cheng, in P.K.Rohatgi, P.J.Blau and C.S.Yust (eds.) : *Tribology of Composite Materials*, ASM, Materials Park(1990), pp.93-101.
21. F.M.Hosking, F.Folgarportillo, R.Wunderlin and R.Mehrabian : Composites of Al Alloys Fabrication and Wear Behaviour, *J.Mater.Sci.*, 17(1982), pp.477-498.
22. M.K.Surappa, S.V.Prasad and P.K.Rohatgi : Wear and Abrasion of Cast Al-Alumina Particle Composites, *Wear*, 77(1982), pp.295-302.
23. N.Saka and D.P.Karalekas : Friction and Abrasion of Cast-Alumin Particle composites, in K.C.Ludema(eds.), *Wear of Materials*, ASME, New York(1985), pp.784-793.
24. A.T.Alps and J.D.Emurry : Wear Mechanisms in Particle Reinforced and Laminated Metal Matrix Composites, in K.C.Lunema and R.G.Boyer (eds.), *Wear of Maerials*, ASME, new York (1991), pp.159-166.